



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

2018년 2월  
석사학위논문

# Al-Si-Cu 합금의 응고 거동에 미치는 기계적 진동의 영향

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

배 성 호

# Al-Si-Cu 합금의 응고 거동에 미치는 기계적 진동의 영향

Effect of mechanical vibration on solidification behavior  
of Al-Si-Cu alloys

2018년 2월 23일

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

배 성 호

# Al-Si-Cu 합금의 응고 거동에 미치는 기계적 진동의 영향

지도교수 김 희 수

이 논문을 공학 석사학위신청 논문으로 제출함.

2017년 10월

조선대학교 대학원

첨단소재공학과

배 성 호

## 배성호의 석사학위 논문을 인준함

위원장 조선대학교 교수 장희진 (인)

위 원 조선대학교 교수 김정석 (인)

위 원 조선대학교 교수 김희수 (인)

2017년 11월

조선대학교 대학원

# 목 차

LIST OF FIGURES .....	iii
ABSTRACT .....	vii
제 1 장 서 론 .....	1
제 2 장 이론적 배경 .....	3
2.1 Al-Si 합금 .....	3
2.1.1 Al-Si 합금의 구분 및 응고양상 .....	3
2.1.2 첨가원소의 영향 .....	4
2.2 Al-Si-Cu 합금의 응고 .....	5
2.2.1 응고과정 .....	5
2.2.2 생성된 상의 특성 .....	6
2.3 평형응고와 비평형응고 .....	7
2.4 SDAS-냉각곡선 관계 .....	8
2.5 냉각곡선의 해석 .....	9
2.6 진동주조 .....	10
2.6.1 전자기장 .....	10
2.6.2 기계적 진동 .....	11
2.6.3 초음파 .....	11

<b>제 3 장 실험방법</b> .....	23
3.1 합금의 용해와 주조 .....	23
3.2 미세조직 관찰 .....	24
3.3 SDAS측정 .....	24
<b>제 4 장 결과 및 고찰</b> .....	28
4.1 일반주조 .....	28
4.1.1 냉각속도에 따른 미세조직 및 SDAS관찰 .....	28
4.1.2 Cu의 함유량에 따른 비례상수 A의 관계 .....	29
4.2 진동주조 .....	39
4.2.1 냉각속도에 따른 미세조직 및 SDAS관찰 .....	39
4.2.2 Cu의 함유량에 따른 비례상수 A의 관계 .....	40
4.3 일반주조와 진동주조 비교 .....	47
4.3.1 냉각속도에 따른 미세조직 및 SDAS관찰 .....	47
4.3.2. 미세조직사진, 비례상수 A 및 SEM 분석 비교 .....	48
<b>제 5 장 결론</b> .....	58
<b>참 고 문 헌</b> .....	59

## LIST OF FIGURES

Figure 2.1 Phase diagram of the Al-Si binary alloy system. ....	13
Figure 2.2 Schematic drawing of microstructural change of Al-Si alloy during solidification. ....	14
Figure 2.3 Transition temperatures of Al-XSi-2wt%Cu, calculated using JMatPro. T <sub>1</sub> , T <sub>2</sub> , and T <sub>3</sub> are liquidus temperature, starting Temperature of Al-Si eutectics, and solidus temperature, respectively. ....	15
Figure 2.4 (a) A part of an eutectic phase diagram and (b) the fraction of the solid and liquid phases in each temperature. ....	16
Figure 2.5 Graphs showing (a) liquid or solid state (T <sub>1</sub> or T <sub>3</sub> in Fig. 2.4) and (b) liquid and solid phases at T <sub>2</sub> (in Fig. 2.4) in equilibrium solidification. ....	17
Figure 2.6 Graphs showing the solute concentration profiles during nonequilibrium state. ....	18
Figure 2.7 Example of a schematic cooling curve for defining cooling rate during solidification. ....	19
Figure 2.8 Schematic diagram of the electromagnetic casting system [42]. ....	20
Figure 2.9 Schematic diagram of casting process with mechanical vibration. (a) Semisolid vibration casting [43] and (b) casting using vibration table [44]. ....	21
Figure 2.10 Schematic diagram of the ultrasonic converter equipment [52]. ....	22



Figure 3.1 Schematic Al-Si-2.5wt%Cu alloy phase diagram. .... 25

Figure 3.2 Schematic of casting system used in this study. .... 26

Figure 3.3 Schematic of the casting stepwise mold used in this study. .... 27

Figure 3.4 Second dendrite arm spacing measurement technique. .... 27

Figure 4.1 Graph showing the cooling curve of at Al-8wtSi-2wt%Cu alloys during the casting without mechanical vibration. .... 30

Figure 4.2 Graph showing the cooling curves at 3rd step during the casting without mechanical vibration. .... 31

Figure 4.3 Graph showing the solidification time the during casting without mechanical vibration. .... 32

Figure 4.4 OM images of Al-8wt%Si-2wt%Cu cast without mechanical vibration. .... 33

Figure 4.5 OM images of Al-8wt%Si-2wt%Cu cast without mechanical vibration (magnified). .... 34

Figure 4.6 OM images of Al-Si-XCu alloys cast without mechanical vibration. .... 35

Figure 4.7 SDAS the cast without mechanical vibration. .... 36

Figure 4.8 Estimation of the coarsening sensitivity( $A$ ) in Al-8wt%Si alloy. .... 37

Figure 4.9 Measured proportional constant  $A$  as a function of Cu content in Al-Si-Cu ternary alloys cast without mechanical vibration. .... 38

Figure 4.10 Graph showing the casting cooling curve of Al-8wtSi-2wt%Cu alloys during the casting with mechanical vibration. .... 41

Figure 4.11 Graph showing the cooling curve at 3rd step during the casting with mechanical vibration. .... 42

Figure 4.12 Graph showing the solidification time during the casting with mechanical vibration. .... 43

Figure 4.13 OM images of the Al-8wt%Si-2wt%Cu alloy cast with mechanical vibration. .... 44

Figure 4.14 OM images at 3rd step of Al-8wt%Si-2wt%Cu alloy cast with mechanical vibration. .... 45

Figure 4.15 Measured proportional constant  $A$  as a function of Cu content in Al-Si-Cu ternary alloys cast with mechanical vibration. .... 46

Figure 4.16 Graph showing the cooling curve of the Al-8wt%Si-2wt%Cu alloy cast (a) without, and (b) with mechanical vibration. .... 49

Figure 4.17 Graphs showing the (a) equilibrium phase transition temperatures calculated using JMatPro and (b) experimental results of  $T_2$ . .... 50

Figure 4.18 (a) Concentration profiles in front of the eutectic phase showing the effect of mechanical vibration. (b) Undercooling becomes severe to keep  $\Delta C$  large enough for eutectic growth. .... 51

Figure 4.19 Graphs showing the solidification time at the mold steps (a) without vibration, and (b) with mechanical vibration. .... 52

Figure 4.20 Graphs showing SDAS of the Al-Si-Cu alloys (a) without and (b) with mechanical vibration. .... 53

Figure 4.21 OM image of Al-8wt%Si-2wt%Cu alloy cast (a) without, and (b) without mechanical vibration. .... 54

Figure 4.22 OM images at 3rd step of the Al-8wt%Si-Xwt%Cu alloys cast (a) without, and (b) with mechanical vibration. .... 55

Figure 4.23 Measured proportional constant  $A$  as a function of Cu content in Al-Si-xCu ternary alloys. .... 56

Figure 4.23 SEM images showing at 3rd step of Al-8wt%Si-2wt%Cu alloy cast (a) without, and (b) with mechanical vibration. .... 57

# Abstract

## Effects of mechanical vibration on solidification behavior of Al-Si-Cu alloys

By Seong-Ho Bae

Advisor: Prof. Hee-Soo Kim, DPhil

Dept. of Advanced Materials Engineering,

Graduate School of Chosun University

The purpose of this study is to investigate the effect of mechanical vibration on the solidification behavior of ternary Al-Si-Cu alloys using a step-wise mold. Cu is added to the binary Al-Si alloy to improve mechanical strength and workability and it is widely used for die casting. We investigated the effect of mechanical vibration on the relationship between cooling curve and secondary dendrite arm spacing (SDAS) by adding 0~2% of Cu into Al-8wt%Si alloy. The  $\alpha$ -dendrites were destroyed by mechanical vibration, changing into equiaxed grains. The coarsening constant for SDAS growth was decreased with Cu content when no mechanical vibration was applied, while it was rather constant when the mechanical vibration was imposed. When the mechanical vibration was applied, SDAS was similar to that of the specimen cast without the mechanical vibration, and the coarsening constant for the SDAS growth increased slightly.

## 제 1 장 서 론

현재 자동차 산업에서 주요 이슈는 지구의 온난화에 대응하기 위해 연비가 높고 배기가스의 배출이 적은 친환경 자동차의 개발이다. 그 중 연비의 향상과 배기가스의 저감 기술이 중요하기 때문에 세계의 각국에서 차량의 연비규제를 실시하고 있다. 자동차의 연비를 높이는 기술은 엔진, 구동계의 효율을 향상시키는 기술, 대체 에너지 개발, 경량화 등이 있다 [1]. 재료공학의 관점에서는 금속의 경량화에 대하여 연구가 진행되고 있으며, 특히 철강계 재료를 대체하는 합금 중에 많이 쓰이는 금속은 알루미늄 합금이다.

주조용 알루미늄 합금 중에서 Al-Si계 합금은 주조성, 내마모성이 우수하고 열팽창계수와 부식 저항성이 높기 때문에 가전제품, 자동차용 부품 등 여러 산업분야에 사용되고 있다. 특히, Al-Si 합금에 첨가되는 Cu는 절삭성, 피로 강도, 강도 및 가공성을 향상시키는 역할을 한다 [2]. Al-Si-Cu 합금은 알루미늄 합금 중에서 주로 다이캐스팅 주조품으로 쓰이는 것뿐만 아니라 일반 주조에서도 사용된다. 그러나 이러한 주조공정에서 수축결함, 기포결함, 편석결함, 잔류응력에 의한 결함 등의 문제점이 발생한다. 이러한 문제점의 해결과 함께 주조성, 주물의 품질 등의 향상을 위하여 새로운 주조 공법의 개발과 새로운 주형 설계 방안 등에 대하여 연구가 진행되고 있다.

알루미늄 주물의 기계적 특성에 영향을 미치는 인자는 결정립 크기, 결함(편석, 수축, 기공)의 유무, 응고과정에서의 냉각속도, 응고 시 생성되는 2차 수지상의 간격(SDAS)등이 있다 [3]. Al-Si-Cu 합금에서 기계적 특성을 개선하기 위한 미세조직의 제어에 대한 연구는 광범위하게 진행되고 있다. 특히, 경하고 취약한 Si상과 Al로 구성되어 있는 Al+Si 공정조직과 Al<sub>2</sub>Cu 정출상은 주물의 기계적 특성이 변화하는 원인이 된다. Si상은 평면상으로 이루어져 있으며, Al-Si의 공정상에서 불규칙한 형상을 생성하는데 영향을 준다. Al+Si 공정조직의 형상은 주조 시 용탕 내 불순물의 영향, 주형 재료, 주형온도, 개량화원소, 주조공정 및 냉각조건 등의 여러 방법에 의해 크기와 형상이 달라진다. 또한, Al<sub>2</sub>Cu 정출상은 다음 그물형태의 상으로 Al과 Cu가 존재하며, 용체화 처리를 통하여 Cu원자와 Al원자가 상호확산되어 균일한 고용체가 된다 [4].

미세조직을 제어하는 방법 중 하나인 주조공정에 대하여 살펴보면, 공정의 변화에 따라 결정립 미세화 촉진, 수축공 감소 등에 대한 효과를 얻을 수 있다. 대체적으로 주조시에 용탕에 진동을 가함으로써 기계적 특성에 영향을 미치는 방법은 세 가지 방법이 있다. 첫 번째는 전자기장을 사용하는 것,[5-6] 두 번째는 기계적 진동을 사용하는 것,[7-9] 세 번째는 초음파를 사용하는 방법[10]이다. 이러한 세 가지 방법은 공통적인 효과가 나타나는데, 일반적으로 용융금속이 응고할 때 진동이 가해지면 고액계면에서 유동 현상과 응고 양상에 영향을 미치므로 결정립 미세화, 밀도 증가, 수축공 감소, 상의 변화, 2차상의 구배, 결정립의 구상화 등 여러 효과가 나타나는 것으로 알려져 있다.

한편, 주물의 미세조직에서 중요한 부분은 SDAS이라고 알려져 있다. 주조품의 기계적 특성은 SDAS와 매우 밀접하며, 기계적 특성을 향상시키기 위해서 SDAS의 조절하는 것이 매우 중요하다 [11].

본 연구에서는 Al-Si-Cu 합금에서 Si의 함유량을 8wt%로 고정하고, Cu의 함유량을 0wt.%에서 2wt.%까지 변화시킬 때, 기계적 진동의 영향을 조사하였다. 미세조직형상과 SDAS, 냉각시간을 비교분석하여 응고시에 가한 기계적 진동이 합금의 미세조직에 어떠한 영향을 미치며, 미세조직분포도에 얼마나 영향을 주는지 알아보려고 한다.

## 제 2 장 이론적 배경

### 2.1. Al-Si 합금

알루미늄은 철의 비중인 약  $7.83g/cm^3$ 에 비해 약 1/3인 약  $2.7g/cm^3$ 으로 가벼우며, 우수한 내식성, 전기 및 열전도도가 우수하다. 또한, 비자성체를 띄고 있어 전기·전자 산업에 중요하게 쓰이고 있다. 면심입방격자(FCC)로 이루어져 있어 가공성이 풍부하고 저온취성이 없으며, 양극산화처리 등 표면처리성이 우수하다. 알루미늄 주물은 자동차 산업에서 여러 구성요소로 사용되는데, 재활용 및 가공성이 쉽고 저렴한 비용으로 유리하게 대량생산이 되는 엔진 블록 및 실린더 헤드와 같은 다양한 제품에 적용된다. 알루미늄 주조용 합금 중에 많이 사용되는 Al-Si 합금은 유동성, 용접성, 내식성이 좋으므로 수축공의 감소와 낮은 열팽창계수 등으로 인하여 주조용 합금의 사용빈도는 약 80%를 차지한다 [12-15].

#### 2.1.1 Al-Si 합금의 구분 및 응고양상

Al-Si 2원계 상태도를 Fig. 2.1로 나타내었다. Si의 공정점인 12.6wt%를 중심으로 r 간단하게 공정상태도로 구성되어 있다. 이때 공정온도는  $577^{\circ}C$ 이며, 이때 Si가 Al에 최대로 1.65% 고용된다. FCC 구조인 Al과 Si은 공정반응을 일으키는데 공정온도로부터 정출되는 Si상은 Al을 거의 고용하지 않는다. 공정온도를 중심으로 12.5wt%보다 낮은 Si의 함유량을 가진 합금은 아공정 합금(Hypo-eutectic)이고 12.5wt%보다 높은 Si의 함유량을 가진 합금을 과공정 합금(Hyper-eutectic)으로 칭한다 [16].

이러한 공정, 아공정, 과공정 합금의 응고양상에 대하여 설명하고자 한다. Fig. 2.2에서 아공정인 경우, 액상의 온도가 액상선에 도달하면 과냉 후 먼저  $\alpha$ -Al상이 응고하게 되고, 온도가 감소함에 따라 수지상형태로 성장한다. 공정온도에 이르기까지  $\alpha$ -Al상이 수지상으로 성장하고 잔류액상량이 줄어들면서 공정조성까지 용질 농도가 증가하게 된다. 공정온도로부터 임계과냉 후  $\alpha$ -Al상과  $\alpha$ -Al+Si의 공정상이 항온변태가 일어난다.

공정조성에서는 공정온도 이상에서는 완전한 액상상태로 존재하며 온도감소에 의해

공정온도에 도달하게 되면 액상이 고체의  $\alpha$ -Al+Si의 공정상이 형성된다. 공정온도 이하의 온도 영역으로 떨어지면  $\alpha$ -Al+Si의 공정상으로 구성된 미세조직이 형성된다.

과공정조성에서 액상상태에서 온도의 감소에 따라 액상선에 도달하면 아공정조성과 달리 초정 Si상이 먼저 정출된다. 그 이하 온도로 내려가면서 초정 Si상의 양이 많아지고 동시에 액상의 양이 줄어든다. 공정온도에 이르러, 공정조성을 갖는 잔류액상은  $\alpha$ -Al+Si 공정상으로 응고된다.

### 2.1.2 첨가원소의 영향

합금 원소인 Si의 밀도는  $2.33g/cm^3$ 으로 Al에 비해 낮은 원소이다. 순 Al에 Si를 첨가하면 상대적으로 밀도가 낮아지므로 재료의 경량화에 도움이 된다. 또한 주조성이 좋아지는데, 첫 번째로 용탕 유동성에 대하여 영향을 미친다. 이는 주형의 전체적인 용탕충전에 영향을 미치며, 응고시 세밀한 부분까지 재현이 가능하다. 두 번째로 짧은 응고범위와 적은 응고수축에 의해 열간균열에 저항성이 매우 높아지는 것을 알 수 있다. Si는 일반적인 금속과 다르게 응고시에 체적 팽창을 하게 되어 Al의 응고 수축에 대한 억제할 수 있다. Si의 첨가에 의해 수축공의 형성에 상당히 감소되고 또한 응고가 완료되는 시점에서 실온까지 냉각이 될 때 수축량이 감소된다 [17-19].

주물용 및 다이캐스팅용 합금에서는 Al-Si계를 바탕으로 소량의 Mg, Cu, Ni, Sn 등을 첨가하여 기계적 성질을 향상시켜 사용되고 있다. 다음은 각각의 여러 원소를 첨가하였을 시 나타나는 효과를 설명한다. Mg의 첨가는 열처리를 통해 강도와 경도를 향상시키며 절삭성을 개선하지만 Dross가 생기기 쉬워 유동성이 나빠지는 단점이 있다. Al-Si-Mg합금이 응고할 때 Si와 Mg가 반응하여 금속간 화합물인  $Mg_2Si$ 를 정출된다. 이는 T6열처리를 통하여  $Mg_2Si$ 가 분해되어 그 원소들은  $\alpha$ -dendrite기지로 고용된다. 그리고 시효처리 후에  $Mg_2Si$ 가 석출되어 강도가 향상된다 [20]. Ti는 결정립 미세화를 위해 0.05~0.2%첨가하는데 소량의 B와 함께 사용된다. B와 공존하면 미세화효과가 커지는데  $TiB_2$ 의 형성의 영향을 받는다. 결정립 미세화로 인해 연신율을 개선하지만 열전도성이 나빠진다 [21]. Sn의 첨가는 일반적으로 Sn의 용해도의 한계로 인하여 응고 온도범위가 확대되는 효과를 나타낸다. 응고가 되는 동안, 심각한 거시적 편석과 상분리는 수지상간 영역에서 액상 온도의 풍부한 Sn이 녹아 존재하기 때문에 형성될 수 있다. 또한, 유체흐름영역의 형성은 초정 Si의 편석과 분리를 효과적으로 촉진할 수



있다 [22]. Ni은 Cu와 함께 합금원소에 첨가되며 고온 특성을 향상시키며 열팽창계수를 감소시킨다 [23]. Cu는 Al-Si 합금의 열처리성을 향상시킨다. 또한, 합금의 용융점 및 공정점을 상당히 감소시켜 응고 범위를 증가시킨다 [24].

## 2.2 Al-Si-Cu 합금의 응고

Al-Si 합금은 경질의 Si에 의해 내식성이 우수하고 낮은 열팽창계수와 높은 열전달 계수를 가지는 특징이 있다. 2원계 Al-Si 합금에서 Cu를 첨가하였을 시에 절삭성, 피로, 강도 그리고 경도를 향상시킨다. 반면 연성과 내식성을 감소시키는 역할을 한다. 주로 주조용과 다이캐스팅 주물로 쓰이는 Al-Si-Cu 합금의 조성은 Si가 아공정 조성인 약 9~12.5wt%와 Cu의 약 1~5wt%을 첨가를 하여 사용한다. Al에 대한 Cu를 고용도는 최대 1~5.65wt%이다. 5.65wt%이상으로 Cu를 첨가하게 되면 금속간화합물인  $Al_2Cu$ 로 존재한다 [25,26].

### 2.2.1 응고 과정

Al-Si-Cu 합금상의 형성과정을 설명하는 데 있어서 기준점은 Cu의 함유량을 일정하게 유지한 상태로 설명한다. Fig. 2.3은 각각 비평형응고에서 Si의 함유량에 따른 상변화온도를 나타낸다.  $T_1$ 은 응고가 시작되는 온도,  $T_2$ 는 공정성장시작온도,  $T_3$ 은  $Al_2Cu$ 상이 정출되는 온도를 말한다. Si가 아공정조성일 때, 액상선에 다다르면 초정  $\alpha$ -Al상이 형성되는 데 공정온도까지 수지상형태로 자란다.  $\alpha$ -Al+Si의 공정상은 Al-Si 합금과 다르게 공정온도와 액상선의 사이 온도에서 형성된다. 그리고 공정온도 이하로 냉각이 될 때,  $Al_2Cu$ 상이 정출됨을 알 수 있다. Si가 공정조성일 때, 고상선과 액상선 사이의 온도에서  $\alpha$ -Al상과  $\alpha$ -Al+Si의 공정상이 동시에 형성된다.  $Al_2Cu$ 상은 공정온도 이하로 냉각되면서 생성된다. Si가 과공정조성일 때, 액상선에서 초정  $\alpha$ -Al+Si의 공정상이 먼저 형성되고 액상선과 고상선사이의 온도에서  $\alpha$ -Al상이 생성되며 공정온도에 도달하게 되면 성장이 멈춘다. Si가 아공정과 공정일 때와 같이 공정온도 이하에서  $Al_2Cu$ 상이 정출됨을 알 수 있다 [27,28].

## 2.2.2 생성된 상의 특성

Al-Si-Cu 합금이 응고시에 생기는 상으로는 초정  $\alpha$ -Al상,  $\alpha$ -Al+Si의 공정상 그리고  $Al_2Cu$ 상이 나타난다.  $\alpha$ -Al상과  $\alpha$ -Al+Si의 공정상은 Al-Si합금의 응고되는 상과 같은 양상을 나타낸다. Cu가 첨가됨에 따라 새로운  $Al_2Cu$ 상은 Al과 Cu의 금속간 화합물로 형성되는데, Al원자격자에서 Cu원자가 고용되어 전위의 이동을 방해하게 된다. 그러므로  $Al_2Cu$ 상의 효과는 고용강화와 석출경화가 나타난다.  $Al_2Cu$ 상은 준안정상인  $\alpha$ -Al+Si의 공정상보다 연한 재질이며 경도는 약 5배 이상으로 높다.

주물용 Al-Si-Cu 합금은 일반적으로 연성과 강도의 최적화된 조합을 얻기 위하여 열처리된다. 열처리에 의한 석출 순서로는  $\alpha_{SS} \rightarrow GP \text{ zone} \rightarrow \theta' \rightarrow \theta(Al_2Cu)$ 으로 진행 된다. 이 순서는 과포화 된 고용체가 시효처리에 의해 GP존 영역으로 형성되면서 작은 정합 석출물이 생성된다. 이러한 입자는 광학 현미경에서 보이지 않지만 합금의 경도 및 인장강도의 증가되는 것이 관찰된다. 공정이 진행됨에 따라 GP존이 분해되기 시작하고  $\theta'$ 상이 형성되기 시작하며 합금의 경도와 인장강도가 더 증가하게 된다. 지속적으로 시효처리를 하게 되면  $\theta'$ 상을 거칠게 만들고  $\theta$ 상의 석출물이 생성된다.  $\theta$ 상은 기지와 완전히 일관성이 없고, 상대적으로 큰 크기를 가지며, 알루미늄 기지상 내에 조대한 분포도를 나타낸다. 거시적인 관점에서 이 변화는 연성의 증가와 합금의 경도 및 인장 강도의 감소로 예상된다 [29].

Al과 Cu가 조밀한 금속간 화합물로 형성하는데, 불순물인 Fe, Mn 등과 함께 반응을 하여 존재한다. 또한 이를 Skeleton 구조라고도 부른다. Al-Cu 합금에서는 낮은 Mn 함량과 빠른 냉각속도에 의해  $Al_8Fe_2Si$ 상이 형성되고 낮은 Mn의 함량과 낮은 냉각 속도에선  $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$  상이 형성된다. Platelet iron-rich intermetallic상에 대하여 부서지기 쉽고 응력의 상승제로 작용할 수 있기 때문에 기계적 성질에 좋지 않다고 여겨진다. Platelet 상은 일반적으로  $Al_3FeSi$ 로 구성되며 이것이 상호간의 수지상이 석출될 때, 수축공의 형성으로 연결된다. 또한 일부 Al-Si 주조합금에서  $\pi$ -Fe ( $Al_8Mg_3FeSi_6$ )와  $\delta$ -Fe ( $Al_4FeSi_2$ )상이 존재한다 [30-32].

## 2.3 평형응고와 비평형응고

실제 응고거동 해석과 실제 응고조직에 대한 입장에서 평형응고는 비평형응고를 이해하는 수단으로 매우 중요하다. Fig. 2.4에서 평형응고의 과정에 대하여 나타냈다. 기본적으로 가정은 응고된 고상상태에서 완전한 확산이 일어나고, 액상에서는 완전한 혼합이 이루어질 때이다. Fig. 2.4(a)에서  $T_1$ 은 응고의 시작점이고, 초기 액상 농도를  $C_0$ 으로 한다. 또한  $T_2$ 는 액체와 고체가 같이 존재하는 상태이다. Fig. 2.4(b)에서  $C_S$ 는 고체의 농도이고  $C_L$ 은 액체의 농도 조성이다.  $T_3$ 은 응고가 끝난 상태이다. 말기 고상 농도는  $C_0$ 이다. 상태도에서 고상율과 액상율의 정의는 어떤 조성을 기준으로부터 액상선과 고상선 사이의 분율을 나타내는 것이다.  $f_S$ 는 고상율,  $f_L$ 은 액상율이라 한다. 또한,  $f_S+f_L=1$ 이다. Fig. 2.5(a)의 상태를 그래프로 도식화한 Fig. 2.5(b)를 나타내었다.  $T_1$ 이거나  $T_3$ 에서 용질의 전체질량은  $A$ 의 넓이와  $C_0 \times 1$ 의 넓이와 같다. 응고가 진행된 상태에서  $T_2$ 의 용질의 전체질량은  $B$ 와  $C$ 의 넓이는 다음 Eq. 2.1로 표현된다.

$$A_B + A_C = C_S f_S + C_L f_L \quad \text{Eq. 2.1}$$

질량의 보존법칙에 의해  $B$ 의 넓이와  $C$ 의 넓이는  $A$ 의 넓이와 같으므로 다음 Eq. 2.2으로 표현할 수 있다. 이는 평형 지렛대 법칙(Lever Rule)이라고 한다.

$$C_S f_S + C_L f_L = C_0 \quad \text{Eq. 2.2}$$

다음은 비평형응고에 대한 설명이다. 대부분의 실제 응고공정은 빠른 냉각속도를 가지게 되는데, 실제적으로 고상상태의 내부 확산은 무시할 수 있다. 이때의 평형분배계수( $k$ )는 특정 온도에서 평형상태가 유지되면서 일정량의 액상이 응고 될 때, 고액계면을 통해 액상 쪽으로 배출되는 용질원자량에 관한 척도가 된다. Fig. 2.6(a)은 질량보존법칙에 의해  $A=B$ 이다. 그러나  $A$ 의 넓이는 측정하기 어렵다.  $df_S$ 에 의해 응고가 진행이 된 후에 다음 Fig. 2.6(b)에 대한 설명이다. 고액계면이  $df_S$ 만큼 액체 쪽으로 이동하고 액체 농도도  $dC_L$  만큼 이동하였을 때, 용질의 전체질량인  $C$ 의 넓이와  $D$ 의 넓이가 같다.  $C$ 의 넓이와  $D$ 의 넓이를 그래프에서 수식으로 나타내면 다음 Eq. 2.3과 같다.

$$(C_L - kC_L)df_S = (1 - f_S)dC_L \quad (\text{초기조건 : } f_S = 0, C_L = C_0) - \text{Eq. 2.3}$$

Eq. 2.3을 정리하여 초기조건을 대입하고 적분을 하면 다음과 같은 식을 나타낸다. Scheil equation은 비평형응고에 의해 성립되었으며 실제 주조 후 금속이 응고할 때 적용된다 [33].

$$C_L = C_0 f_L^{k-1} \text{ 이거나 } C_S = kC_0(1 - f_S)^{k-1} - \text{Eq. 2.4}$$

## 2.4 SDAS-냉각곡선 관계

금속을 주조할 때, 여러 가지 고려해야 되는 변수들이 있다. 독립변수로는 주형온도, 초기 용탕온도, 현재 기온, 습도 등 여러 가지를 고려할 사항이 있다. 독립변수가 영향을 끼치는 종속변수로는 냉각속도, 고상선온도, 액상선온도, 조직의 상태 등이 있다. 독립변수는 주조가 완료된 상태의 전반적인 평가에 대한 대부분을 차지하므로 중요한 요소라 할 수 있다. 독립변수가 일정하다는 전제하에 종속변수와 종속변수간의 상관관계를 평가하기 위해 변수인 SDAS와 냉각곡선에 대한 관계를 설명하고자 한다 [34-36].

SDAS의 측정법은 직선교차법을 통하여 측정한 후 평균값을 나타낸다. 이차수지상정은 일차수지상에서 형성되는 수지상을 의미하는데 주물이 액상상태에서 온도가 내려가 과냉에 의해 핵생성과 핵성장이 일어난다. 그리고 다시 온도가 상승하여 액상선으로 부터 응고가 시작되면 수지상정이 점점 자라게 된다. 온도가 고상선에 다다르면 응고가 완료되는데 수지상정이 차례로 일차성장과 이차성장을 거치면서 성장이 끝나게 된다. 냉각곡선은 합금성분에 따라 각각 고상선, 액상선, 응고시간이 달라지면서 이것을 수치로 표현함에 따라 각각 비교가 가능하다.

각 이원계 합금에 대하여 미세조직사진으로부터 SDAS를 측정한다. 많은 연구자들에 의해 SDAS와 냉각속도의 관계식에 대하여 정립을 하였다. 그 이론은 동일한 조성에서 SDAS는 냉각속도의  $-1/3$ 승에 비례한다. 이 식은 Kattamis-Flemings식과 함께 나타낸다.

$$\lambda = AR^{-1/3}, A = 5.5 \left( \frac{-\Delta T \Gamma D \ln(C_E/C_0)}{m(1-k)(C_E - C_0)} \right)^{1/3} - \text{Eq. 2.5}$$

$C_0$ =Si의 함유량

$\Gamma$ =Gibbs-Thomson의 계수

D=용질의 확산계수

m=액상선의 기울기

$\Delta T$ =액상온도와 공정온도의 차이

위 식을 액상선과 고상선을 직선으로 가정하였을 때, 다음과 같이 A를 단순화 할 수 있다.

$$A = 5.5 \left( \frac{\Gamma D \ln(C_E/C_0)}{(1-k)} \right)^{1/3} - \text{Eq. 2.6}$$

Eq. 2.5에서 A는 SDAS와 냉각속도와의 관계에 나타나는 비례상수이다. A의 값이 크고 냉각속도가 증가하면 SDAS가 급격하게 감소한다. 반대로 A의 값이 작으면 SDAS에 대한 냉각속도의 영향이 작아짐을 알 수 있는데, A의 값이 상대적으로 작은 합금 조성은 미세조직의 분포도에 영향을 주고 안정한 기계적 특성을 갖는다고 판단된다 [37].

## 2.5 냉각곡선의 해석

Fig. 2.7은 냉각곡선을 일반화하여 나타낸 그림이다. 냉각곡선을 2차 미분하여 극대 값을 액상선을 지나는 시점( $t_L$ )과 공정성장온도가 시작되는 시점( $t_{ES}$ )으로 나타내었다. 일반적으로 냉각곡선을 해석할 때, 응고시간은 응고시작시각과 응고종료시각의 사이 값으로 정의된다. Al-Si-Cu 합금의 비평형 응고시 액상상태에서 냉각을 하여  $T_L$ 을 통과할 때, 초정  $\alpha$ -Al상이 형성되고  $T_E$ 에 도달하는 시점까지 수지상정으로 성장하게 된다 [38,39]. 잔여액상은 초정  $\alpha$ -Al+Si의 공정상을 형성하여 공정조직으로 응고한다.  $Al_2Cu$ 상이 최종으로 응고되는 시점( $t_p$ )으로 정하였으며, 전체응고시간을 고려한 냉각속도는  $R = \Delta T / \Delta t_p$ 이다. ( $\Delta T = T_L - T_{EE}$ )

## 2.6 진동구조

주조공정에 있어서 사형주조, 금형주조, 쉘몰드 주조, 다이캐스팅 공법 등이 일반적으로 사용된다. 하지만 주조품의 수축공, 편석 등 여러 문제들이 기계적 특성에 영향을 미치고 또한 불량률 감소에 걸림돌이 된다. 이러한 문제점을 개선하기 위해 주조품의 결정립의 미세화를 통한 기계적 특성을 향상시키는 연구는 진행되고 있다. 이러한 진동 방법을 공정에 추가하는 방법이 있다.

첫 번째 방법은 전자기장[5-6]을 이용하는 방법, 두 번째 방법은 기계적 진동[7-9]를 이용하는 방법, 세 번째 방법은 초음파[10-11]을 이용하는 방법이다. 세 방법은 용질의 편석 감소, 응고 수축공 감소, 용탕 내부 가스제거, 조직의 미세화에 대한 영향을 미친다[40].

### 2.6.1 전자기장

현재 존재하는 결정립 미세화 방법 중에 전자기장은 공업적으로 대규모의 주물을 생산하는데 쓰인다. 알루미늄 주조뿐만 아니라 철, 마그네슘 등 주물 생산에 있어서 전자기주조법(Fig. 2.8)은 전자기 교반(EMS, Electromagnetic Stirring)기술과 전자기 주조(EMC, Electromagnetic Casting)기술로 구분된다. EMS기술은 몰드 외부에 설치된 EMS 장치를 통해 저주파(60Hz) 전자기장을 통한 용탕 내부의 교반으로 용탕과 주형과의 접촉이 없이 주조하는 기술이다. 일반 DC주조법에서 수냉주형 주위에 유도전류를 흐르게 하는 방법을 만들었다. 몰드 내의 용탕이 응고계면과 마찰을 일으키면 계면에 성장하는 수지상정이 깨지며, 파편들은 채용해되거나 응고핵으로 작용해 용탕의 온도구배를 낮추어 등축정의 생성을 촉진시킨다 [41,42].

EMC기술은 몰드 외부에 EMC 코일을 설치하여 코일에서 방출되는 고주파(kHz) 전자기장(Joule heating)으로 초기응고속도를 제어하는 기술이다. DC주조법에서 수냉주형을 대신하여 용탕을 전자력으로 지지하고 하부를 지적으로 수냉하는 방법이다. 무주형으로 특성상 주괴 표면이 매우 미려하고 역편석이나 칠(chill)조직이 없다. 전자기 주조법에 의해 생성되는 주괴는 무면삭 압연이 가능하고 주괴 옆면이 양호함에 따라 열간압연 시 모서리 균열이 없고 트리밍이 불필요하거나 최소화되는 장점이 있다. 하지만 장치의 규모가 크고 설비가 고가이며 전자기장이 용탕에 침투되는 깊이에 한계가

있기 때문에 큰 제품과 형상에 제약을 받는다 [43].

## 2.6.2 기계적 진동

기계적 진동은 초음파, 전자기장에 비해 물리적으로 진동을 가해 주조공정에 응용하는 방식이다. 이는 결정립 미세화 및 등축입자 형성을 위해 빠른 냉각속도와 짧은 진동유지시간을 이용한 연구가 많다. 기계적 진동의 방법은 두 가지로 나눌 수 있는데, 용해 중 용탕에 진동을 가하는 방식(Fig. 2.9(a))과 용탕이 주형에 부어진 후 진동을 가하면서 응고시키는 방식이다.(Fig. 2.9(b)) 기계가 작동하는 측면으로 보게 되면, 첫째 방법은 모터를 이용하여 캠을 부착한 후 테이블에 진동을 가하는 방식이다. 두 번째 방법은 진동모터를 테이블에 결합을 하여 직접 주형에서 진동을 가하는 방식이다 [44,45].

용해 중 용탕에 진동을 가하는 방식은 반응고 가공에 많이 사용되는 방법이다. 일정한 용탕온도에서 진동을 가하게 되면 액상상태와 수지상정이 공존하는 지역에서 수지상정의 파괴, 결정립 미세화, 침상 공정상의 구상화, 용탕의 탈가스 효과가 일어난다 [46-49].

용탕이 주형에 부어진 후 진동을 가면서 응고시키는 방식은 응고 중 발생하는 용탕의 유동과 고액계면에서 응고 양상을 변화시킨다. 이는 응고 조직의 미세화, 수축공의 형성 방해, 편석의 억제, 균열감수성 저하, 탈가스 효과와 수지상정의 분해의 효과가 있다고 밝혀졌다. 또한, 용탕에 진동이 가해지면 유동으로 인해 용탕 내 기공들이 서로 충돌하여 성장하는데, 밀도에 의하여 성장된 기공이 압탕효과를 발생시킨다. 수지상정이 성장하면서 그 공간을 통해 액상 금속이 채워질 가능성이 있으므로 응고 수축공에 영향을 미친다고 한다. 기계적 진동은 방식은 단순하나 진동모터의 안정화, 주형의 안정된 고정방법 등 여러 고려사항이 생기는 단점이 있다 [50-52].

## 2.6.3 초음파

초음파는 사람이 들을 수 없는 20kHz이상의 진동수를 뜻하는데, 높은 주파수와 짧은 파장으로 인해 상당히 강한 진동이 생긴다. 이러한 초음파 발생의 기본원리는 압전 효과(piezoelectric effect)이다. 이는 어떤 물체에 기계적인 압력을 가하면 전기적인 신



호가 발생되고 거꾸로 전기적인 신호를 가하면 기계적인 변화에 의해 진동이 생성되는 것이다. 초음파 용탕 처리 시, 주조 직후의 조직에 미치는 영향은 금속간 화합물의 부피분을 감소, 주상정구조와 등축정 형성의 제어, 평균 결정립 크기의 감소, 상분배의 변화, 고용강화 효과, 조직의 균일성 및 편석 제어, 비금속 개재물의 활성화 및 분산이다. 이와 같은 특징을 바탕으로 주조 공정에 적용을 하였을 때, 초기 단계의 용탕과 최종 단계인 주조품의 품질 및 기계적 특성을 향상시킬 수 있다. Fig. 2.10은 초음파 진동을 나타낸 그림이다 [53].

초음파 처리에 미세화 기구는 cavitation-enhanced heterogeneous nucleation로서 다음 세가지 이론에 의하여 설명되어지고 있다. 1. 비젖음 개재물의 활성화(activation of non-wettable particles), 2. 버블표면의 냉각(undercooling effect at bubble surface), 3. 압력펄스에 의한 용융점 변화(pressure pulse-melting point mechanism)이다. 첫째 비젖음 개재물의 활성화이론은 용탕 내에 존재하는 비금속개재물이 용탕과의 젖음성이 좋지 않다. 그러므로 버블의 붕괴에 의해 발생하는 압력펄스에 의해 젖음성이 개선되고 응고시 불균일 핵생성 사이트로 작용할 수 있으므로 조직의 미세화가 일어나는 원리이다. 두 번째, 버블 표면의 냉각이론은 초음파 용탕 처리 시 용탕에 존재하는 버블이 팽창할 때, 버블 표면의 온도가 감소된다. 그 결과 핵생성이 촉진되어 상의 미세화가 일어나는 원리이다. 마지막으로 압력펄스에 의한 용융점 변화이론은 버블 붕괴 시 발생하는 압력펄스는 Clapeyron 식에 따라 용융점이 상승된다. 그러므로 과냉을 증가시키는 효과와 동일한 조건으로서 핵생성이 향상된다 [54-56].



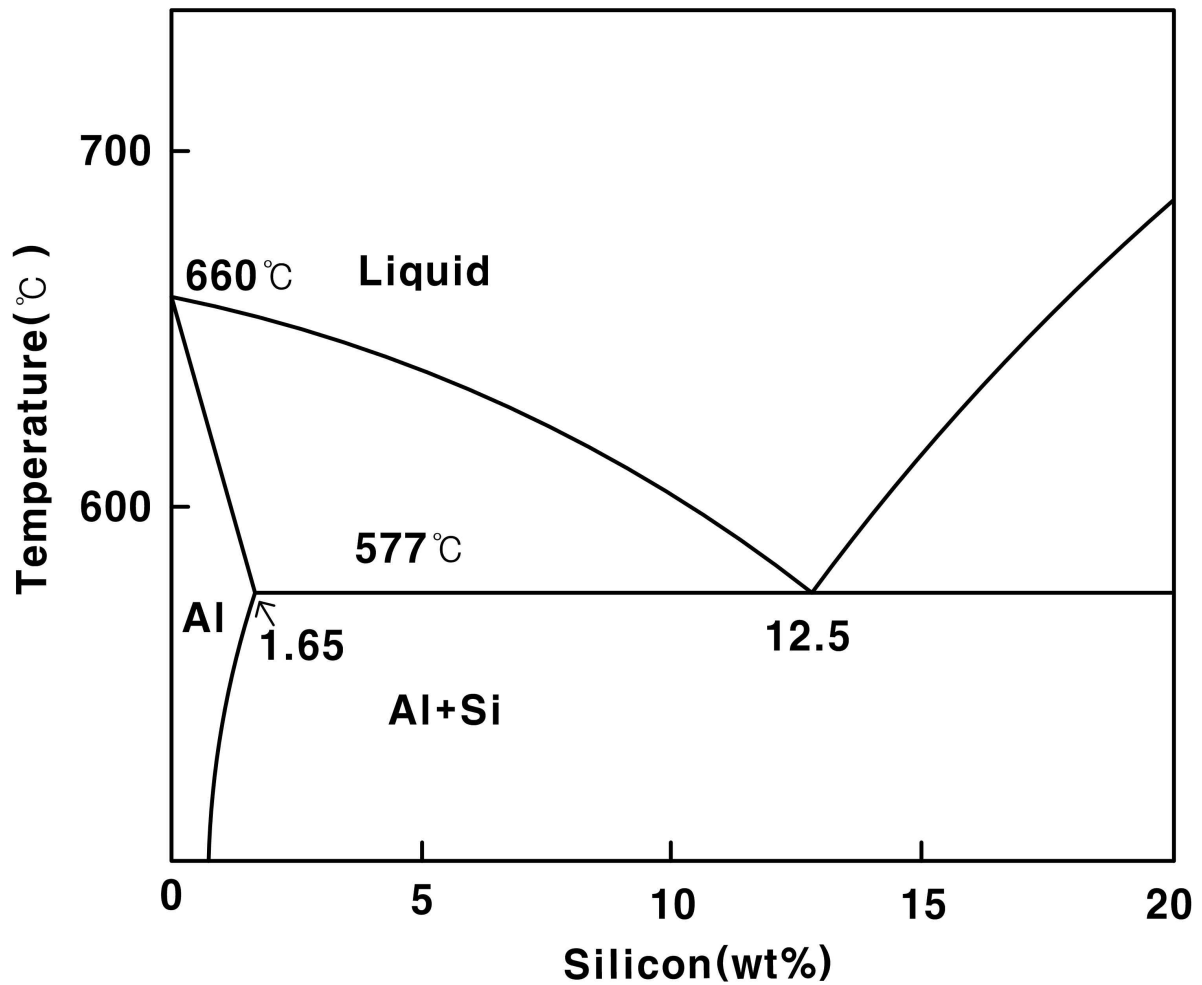


Figure 2.1 Phase diagram of the Al-Si binary alloy system.

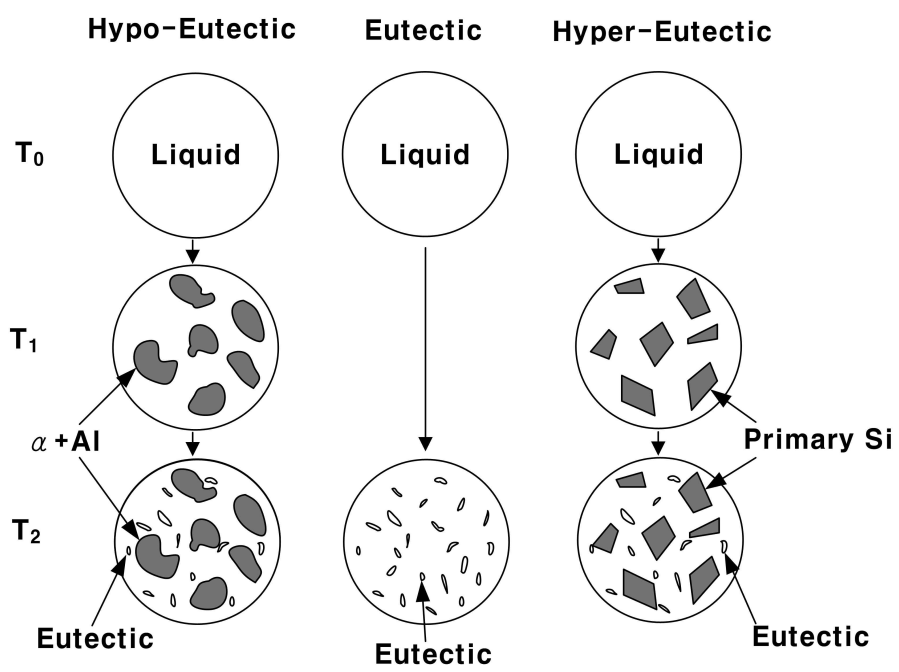
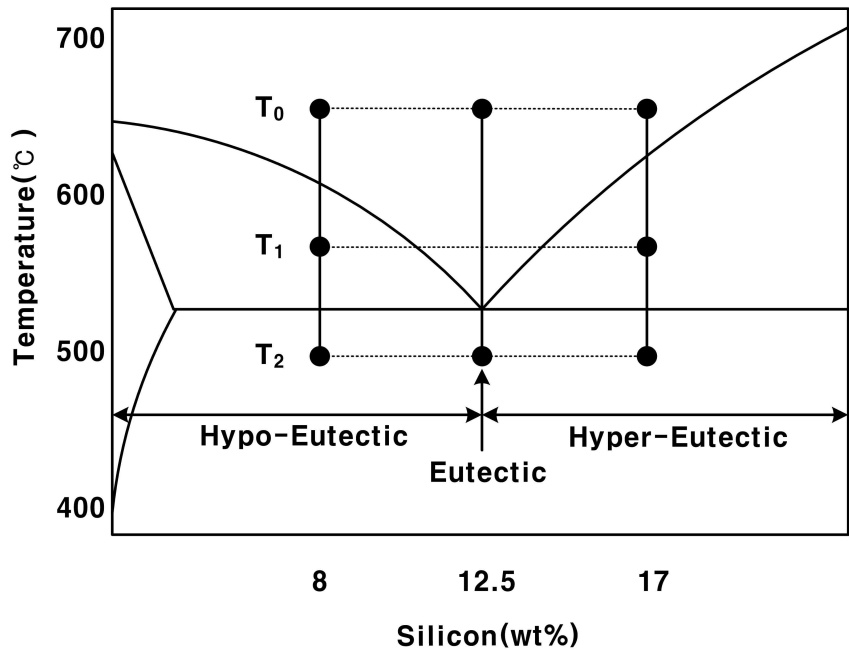
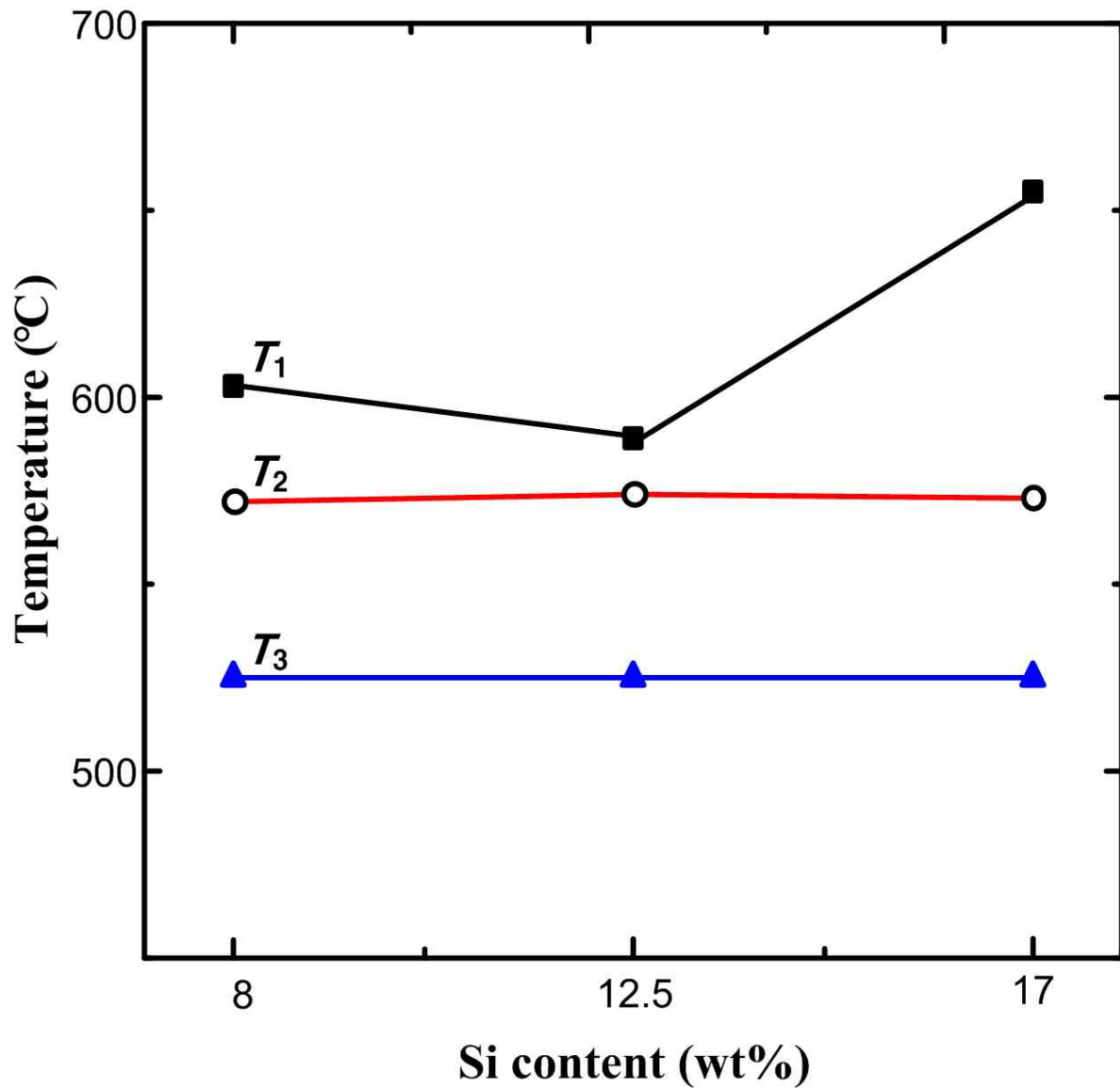


Figure 2.2 Schematic drawing of microstructural change of the Al-Si alloy during solidification.



**Figure 2.3** Transition temperatures of Al-XSi-2wt%Cu, calculated using JMatPro.  $T_1$ ,  $T_2$ , and  $T_3$  are liquidus temperature, starting Temperature of Al-Si eutectics, and solidus temperature, respectively.

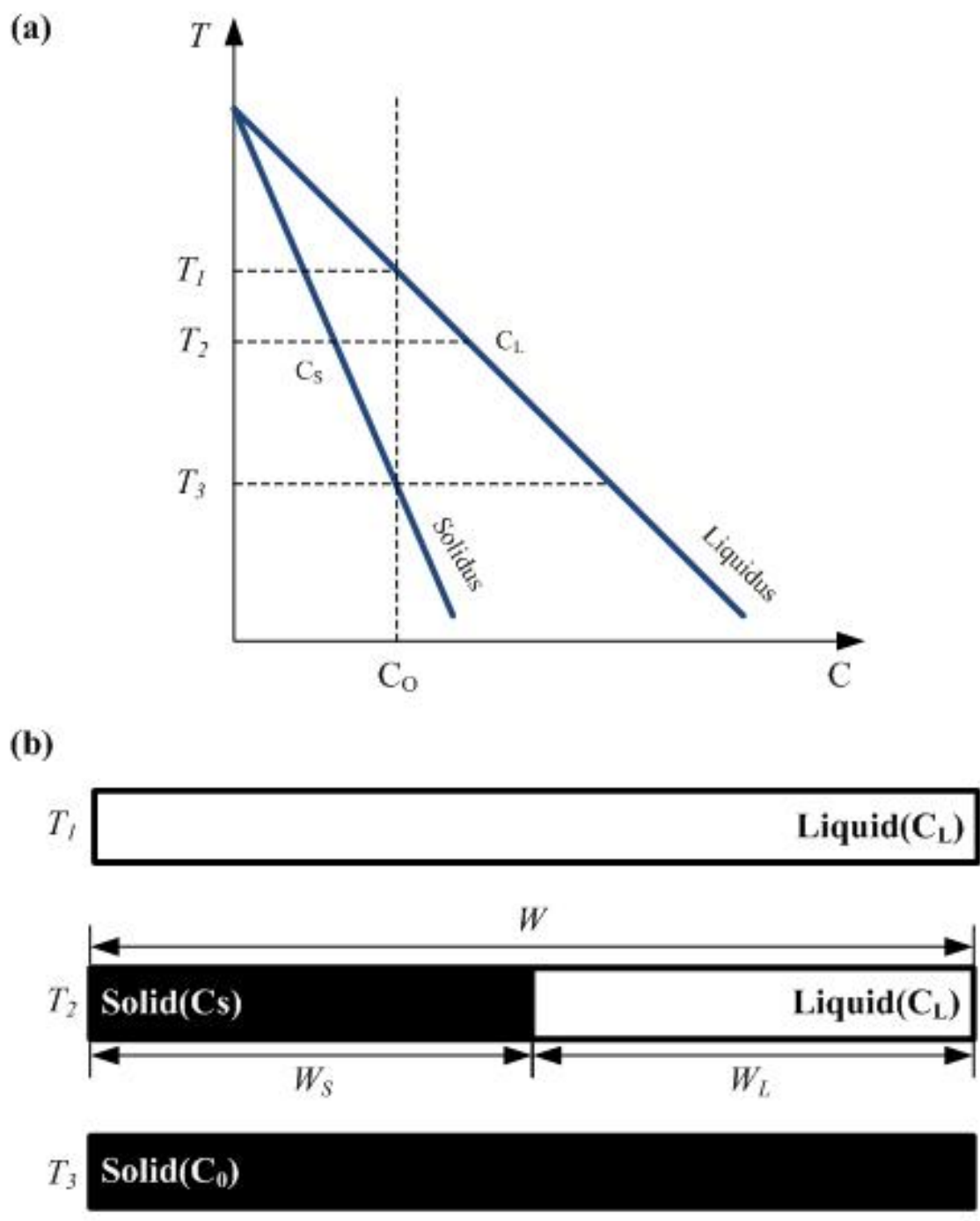


Figure 2.4 (a) A part of an eutectic phase diagram and (b) the fraction of the solid and liquid phases in each temperature.

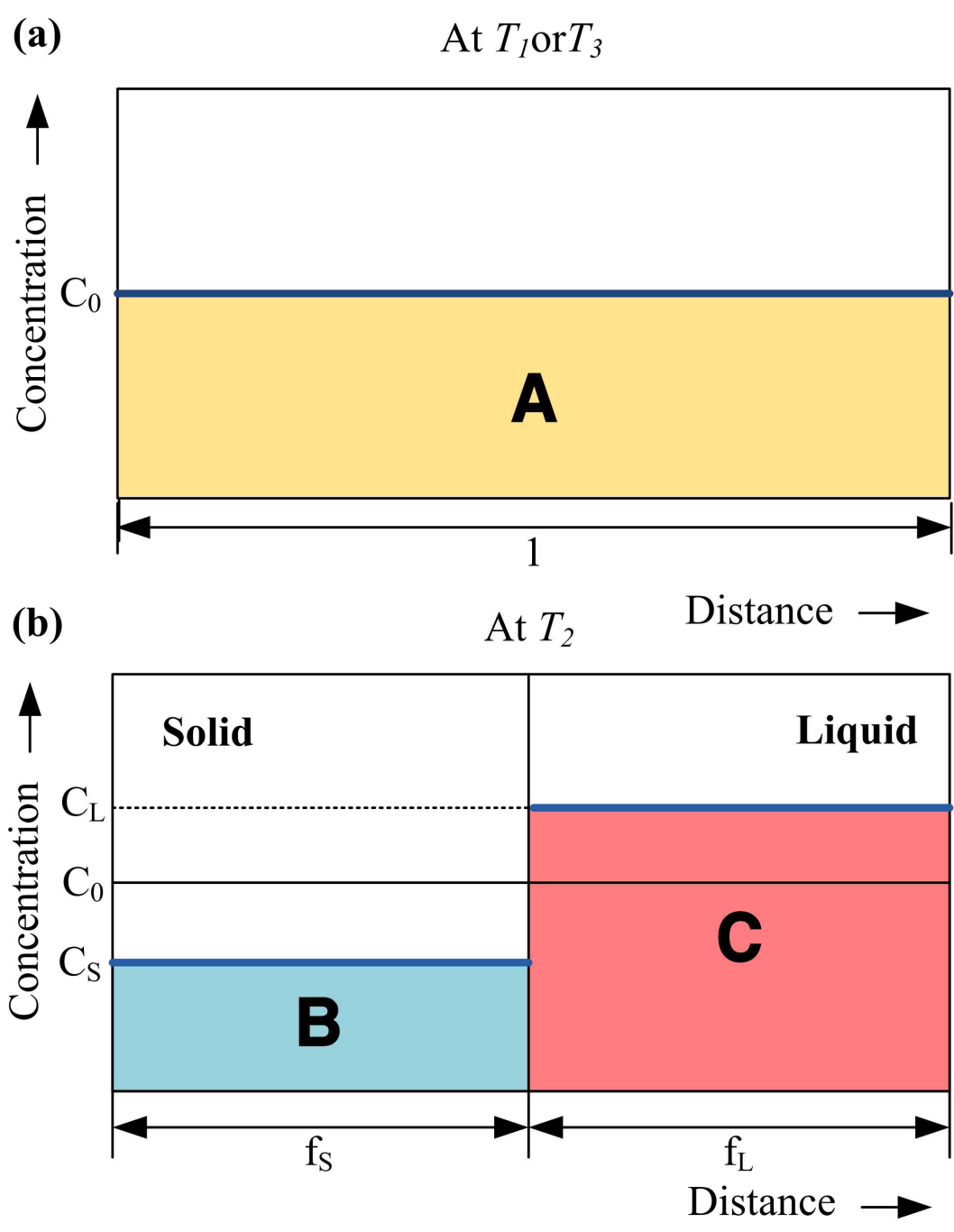


Figure 2.5 Graphs showing (a) liquid or solid state ( $T_1$  or  $T_3$  in Fig. 2.4) and (b) liquid and solid phases at  $T_2$  (in Fig. 2.4) in equilibrium solidification.

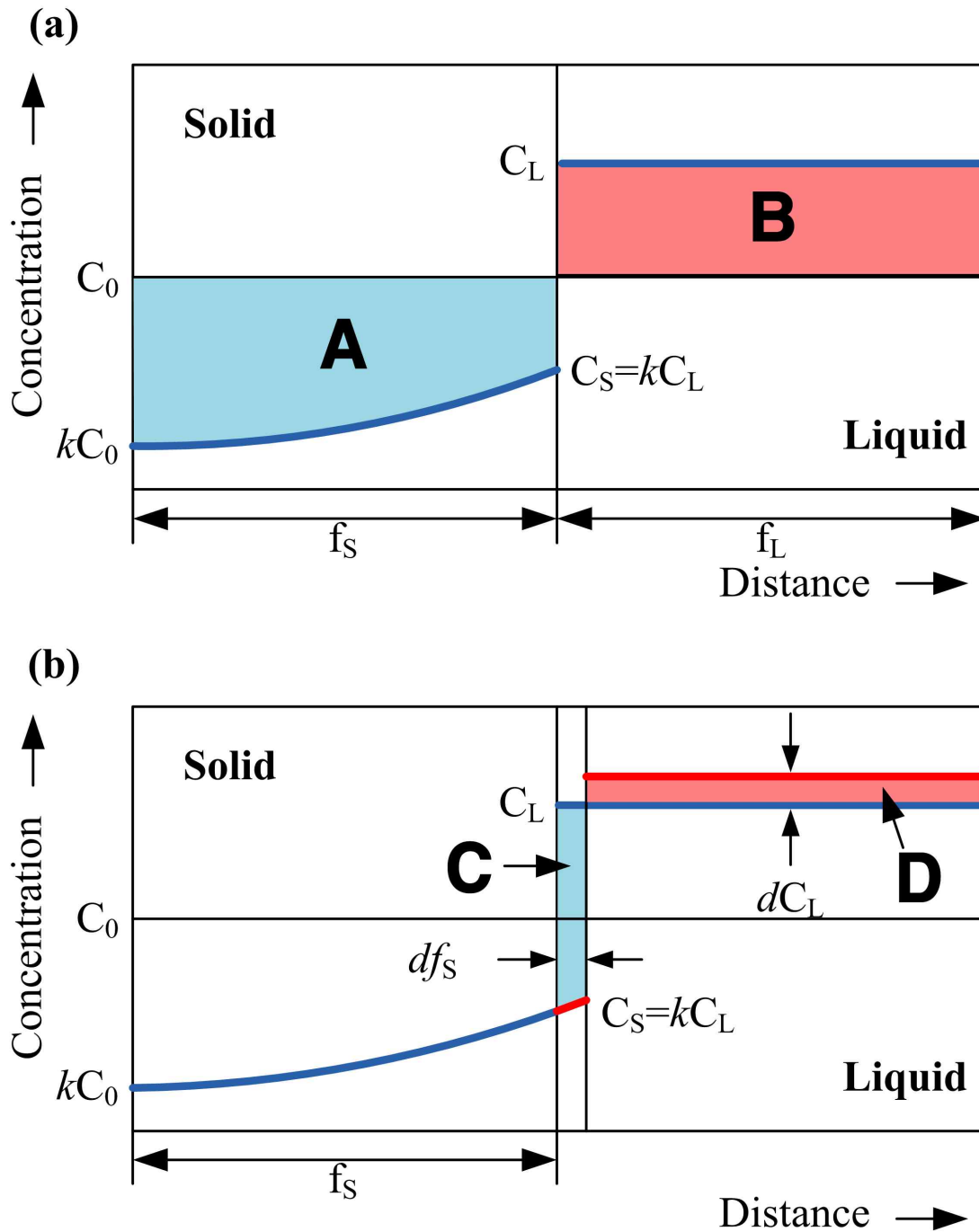


Figure 2.6 Graphs showing the solute concentration profiles during nonequilibrium state.

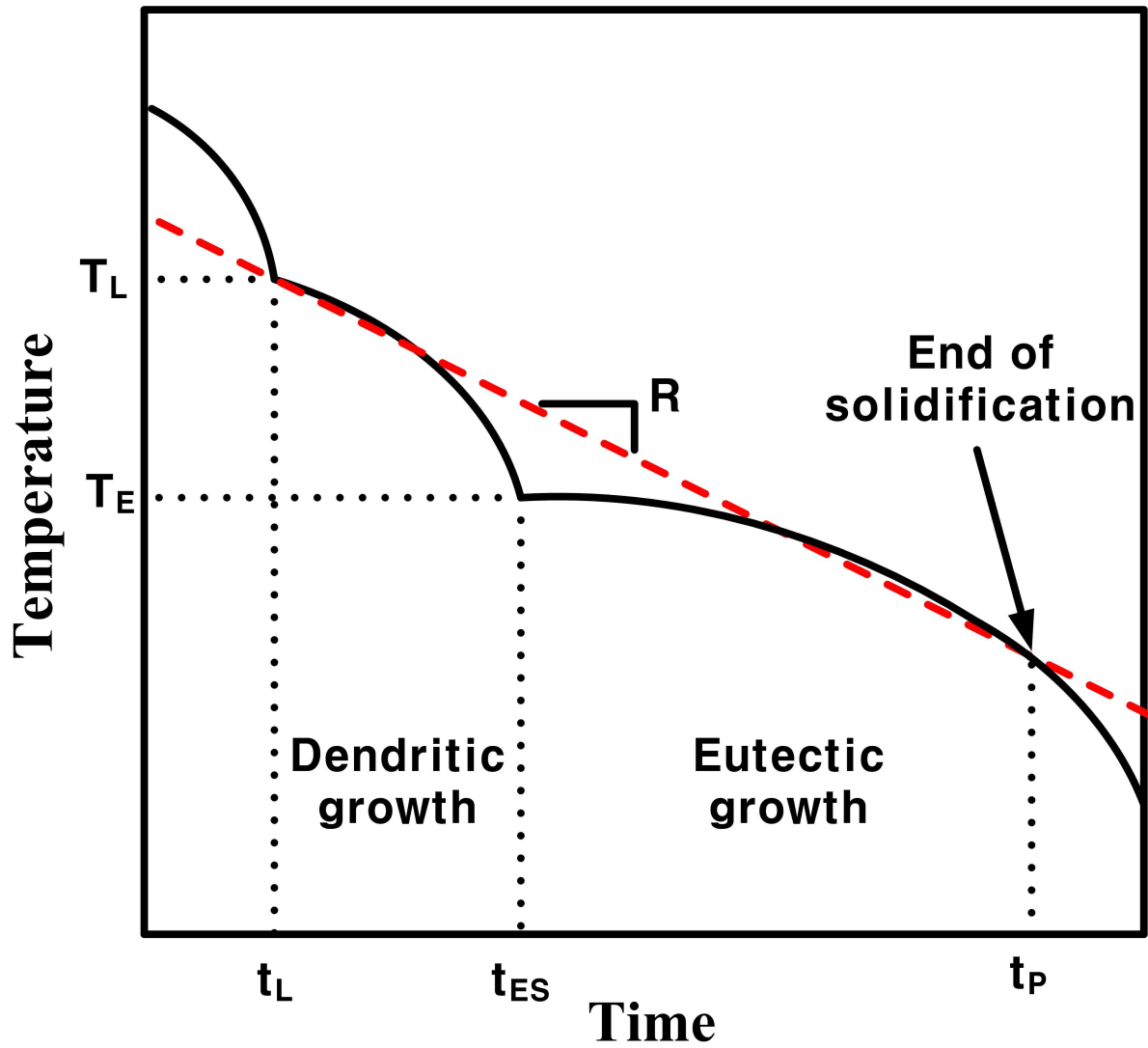


Figure 2.7 Example of a schematic cooling curve for defining cooling rate during solidification.

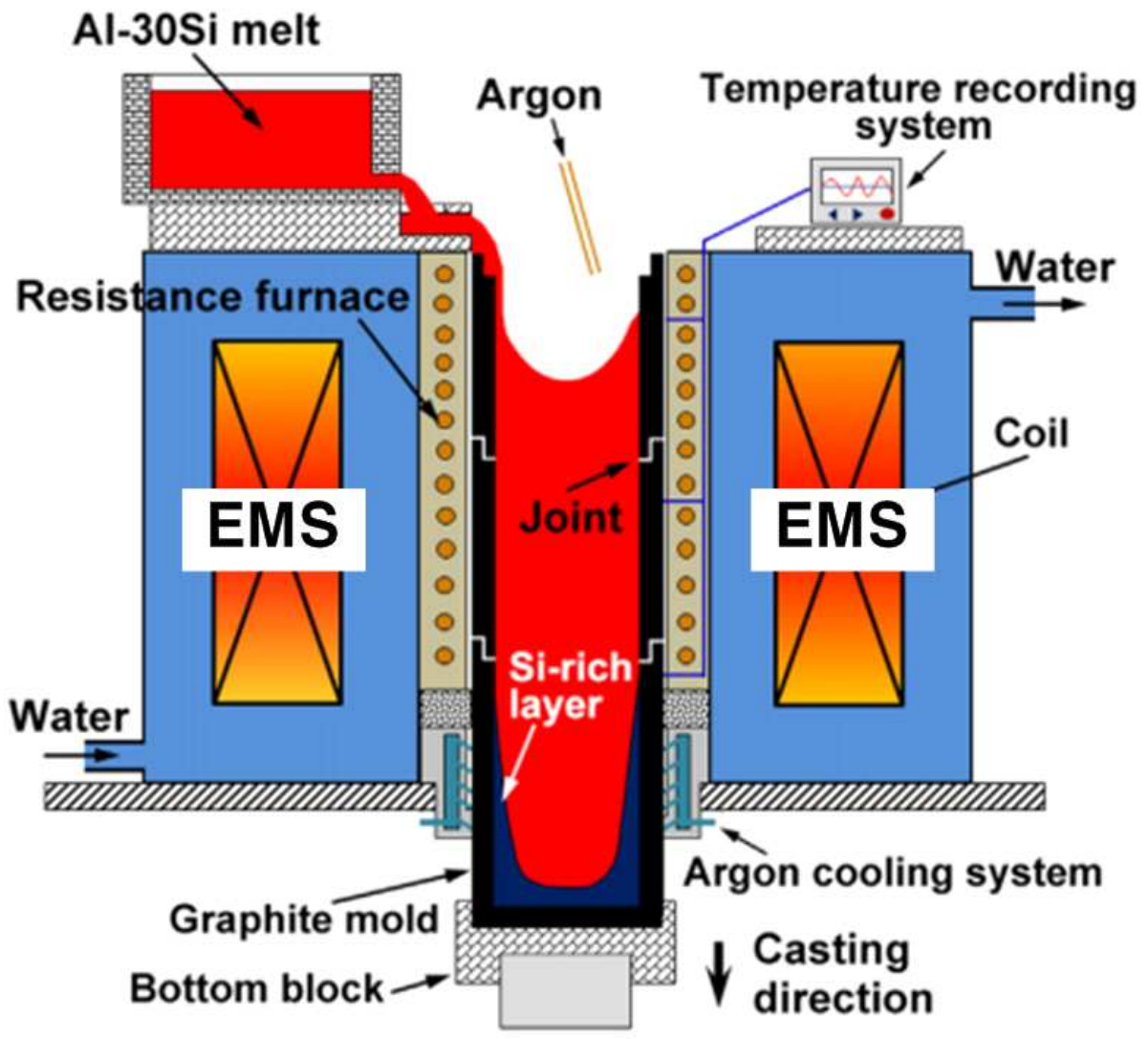


Figure 2.8 Schematic diagram of the electromagnetic casting system [42].



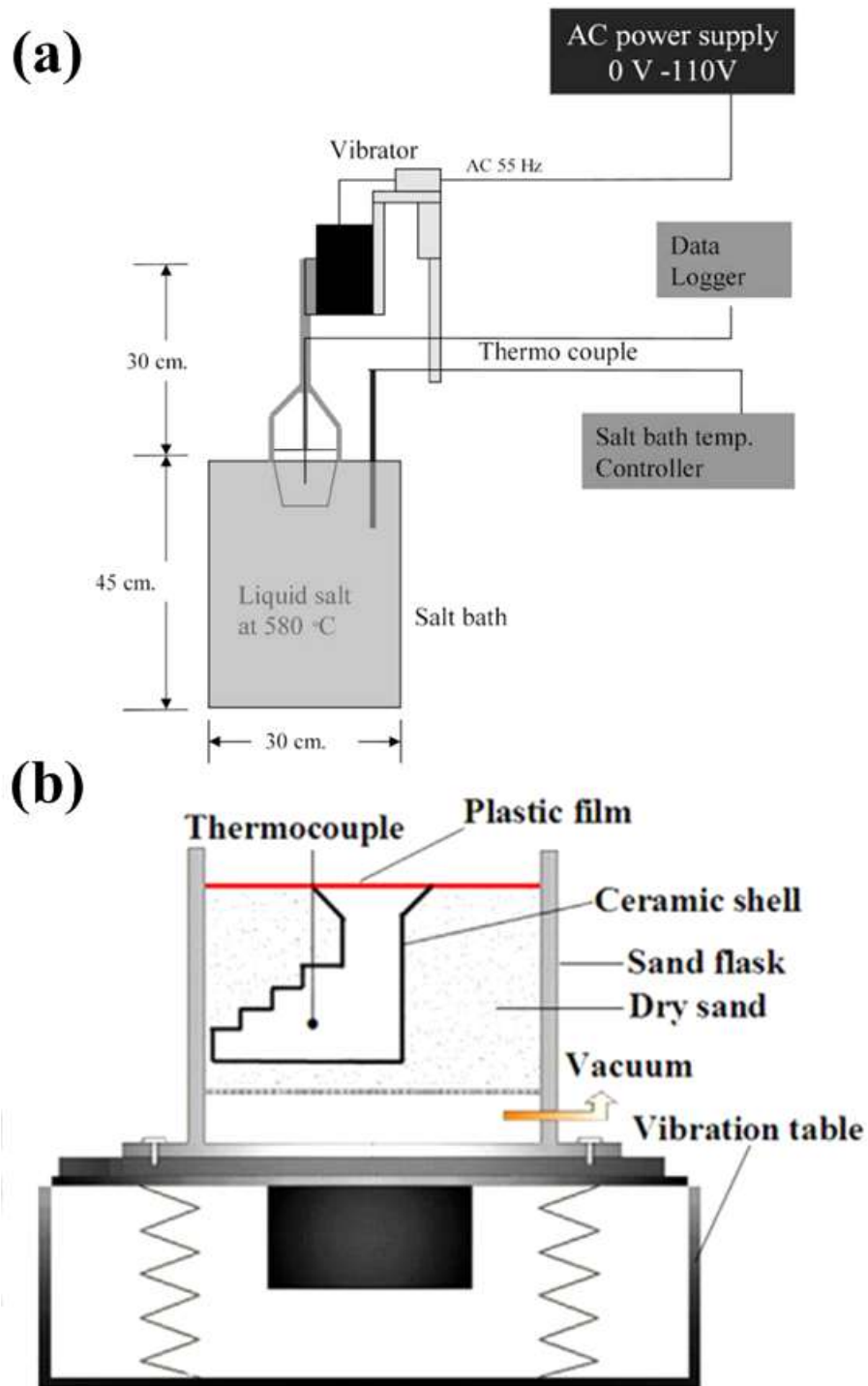


Figure 2.9 Schematic diagram of casting process with mechanical vibration. (a) Semisolid vibration casting [43] and (b) casting using vibration table [44].



Figure 2.10 Schematic diagram of the ultrasonic converter equipment [52].

## 제 3 장 실험방법

### 3.1 합금의 설계와 구조

본 연구에서는 상용되는 알루미늄 합금 중 3원계 조성인 Al-Si-Cu 합금을 선택하여 연구를 진행하였다. Al-Si-Cu 합금은 경질 Si에 의한 높은 열전달계수와 낮은 열팽창 계수 및 우수한 내마모성 등을 갖고 있으며 용탕의 유동성과 구조성이 우수하다. 이에 따라, 본 실험에서는 상용 합금에서 미세조직, 냉각속도, SDAS를 평가하기 위해 Al-8wt.%Si 합금을 중심으로 Cu의 첨가량을 1,2wt.%로 설정을 하였다. Fig 3.1은 다음 실험에 사용된 Al-Si-2.5wt%Cu 합금의 이원계 상태도[57]를 나타낸다.

본 실험에서는 Al-8wt.%Si를 기준으로 0~2wt.%인 3원계 합금의 중량은 500g이었으며, 99.9wt.%의 알루미늄 잉곳과 Al-20wt.%Si 모합금 및 99.9wt.%의 구리를 사용하여 합금하였다. 이 합금들은 흑연도가니를 사용하여 전기로에서 용해를 하였으며, 용탕 온도를 800℃인 상태에서 10분간 유지시키고 구리가 용탕의 하부로 가라앉지 않게 교반을 실시하였다.

용탕을 주입하기 전 단계로는 고온용 이형체를 금형 내부에 골고루 도포한 후, 가스 토치를 이용하여 약 150℃로 예열하였다. 용탕주입온도는 약 720℃로 주입하였다. 용탕 주입 후, 약 300℃의 근처까지 냉각될 동안 온도데이터를 기록하였다.

실험에 사용된 금형의 재질은 SKD61로 제작되었으며, Fig. 3.2와 같이 5단계의 계단 식으로 구성되어 있다. 단, 5층의 주물은 압탕의 역할을 하므로 실험에 사용되지 않았다. 또한 실험에 사용된 열전대는 K-type으로 설치하였다.

기계적 진동방법은 Fig. 3.3과 같이 진동테이블에 진동모터를 장착하여 준비를 하였다. 측정된 진폭은 수직방향으로 약 1mm이며, 진동수는 약 60Hz로 고정하였다. 기계적 진동을 가한 용탕의 주입하기 전에 진동모터를 10분 동안 진동을 가하여 안정화를 하였으며, 용탕주입온도는 약 720℃로 주입하였다. 기계적 진동의 유지시간은 주물온도가 약 300℃부근까지 냉각 되었을 때 진동을 정지하였다.

## 3.2 미세조직 관찰

미세조직을 관찰하기 전 처리 단계로 열전대가 설치된 부분을 중심으로 절단하여 SiC 연마지로 #4000까지 연마 후, 알루미나파우더( $0.01\mu\text{m}$ )를 사용하여 미세연마를 하였다. 에칭액은 Keller's reagent(Distilled water 47.5ml, Nitric acid 1.25ml, Hydrochloric acid 0.75ml, Hydrofluoric acid 0.5ml)을 사용하여 채취된 시편을 에칭하였다. 이후 광학현미경(OM, Optical Microscope, Olympus)과 주사전자현미경(FE-SEM, Field Emission Scanning Electron Microscope, Hitachi S-4800)으로 미세조직을 관찰하였다.

## 3.3 SDAS의 측정

광학현미경으로 측정된 미세조직사진에서 Fig. 3.4와 같이 직선교차법을 이용하여 SDAS를 측정하였다. 이 방법은 이차수지상돌기를 중심으로 성장방향의 수직방향으로 개수를 세고 최종길이를 측정한다. 오차를 줄이기 위하여 측정횟수를 40번으로 하였고, 이차수지상돌기의 개수에 따른 최종길이를 계산을 하여 1개당 수지상돌기의 평균길이를 나타내었다. L은 이차수지상돌기의 개수에 따른 전체 길이를 뜻한다.

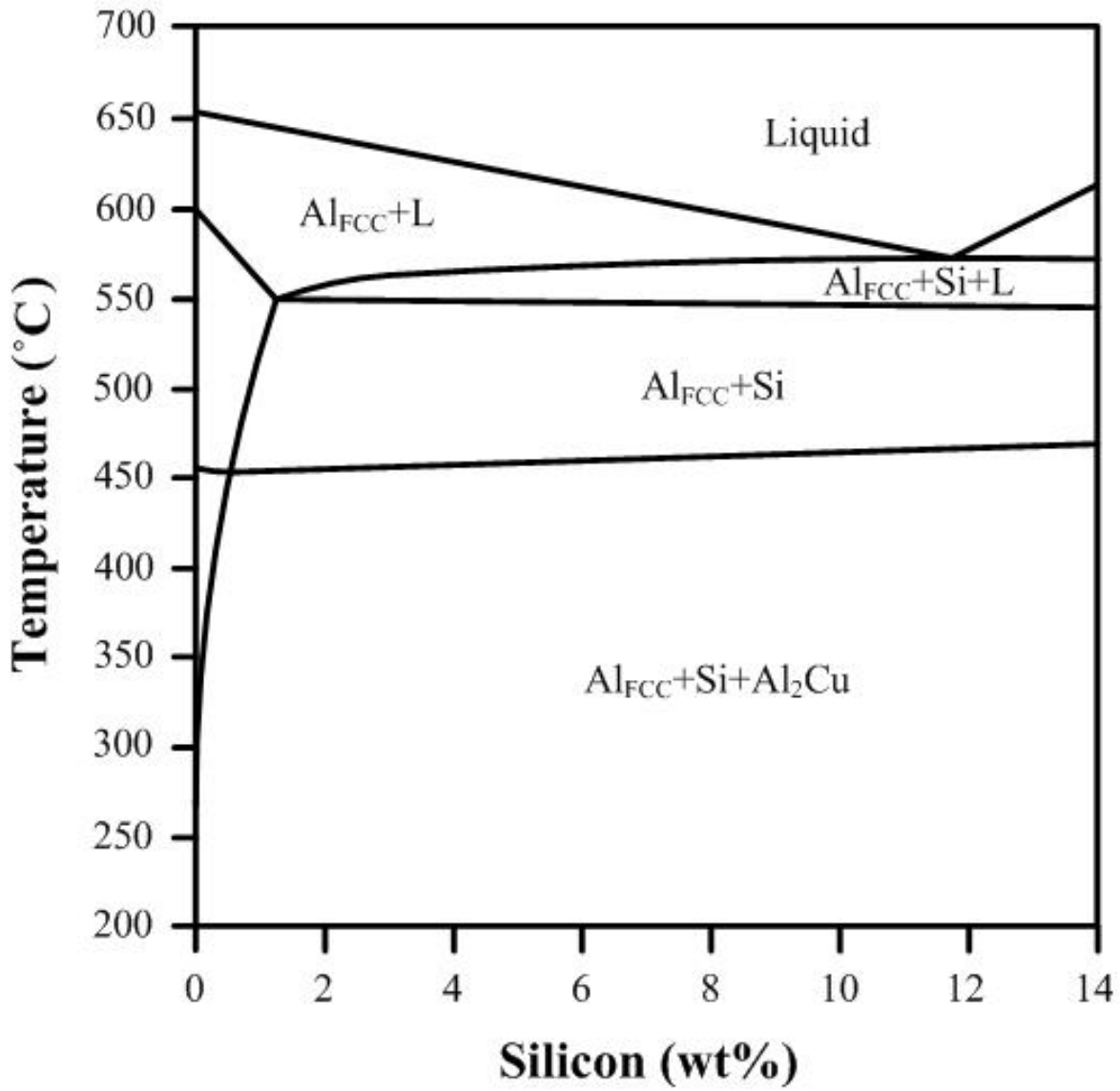


Figure 3.1 Schematic Al-Si-2.5wt%Cu alloy phase diagram.

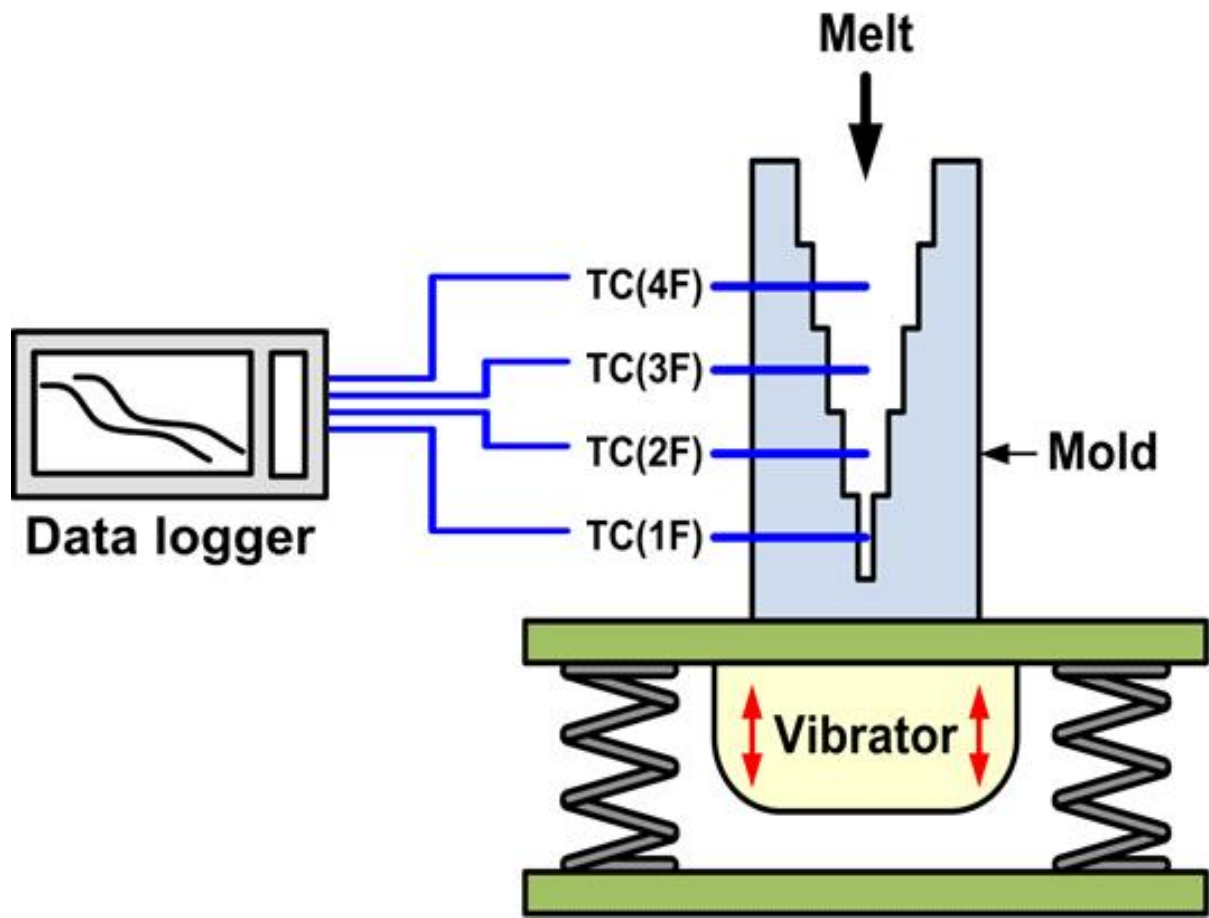


Figure 3.2 Schematic of casting system used in this study.

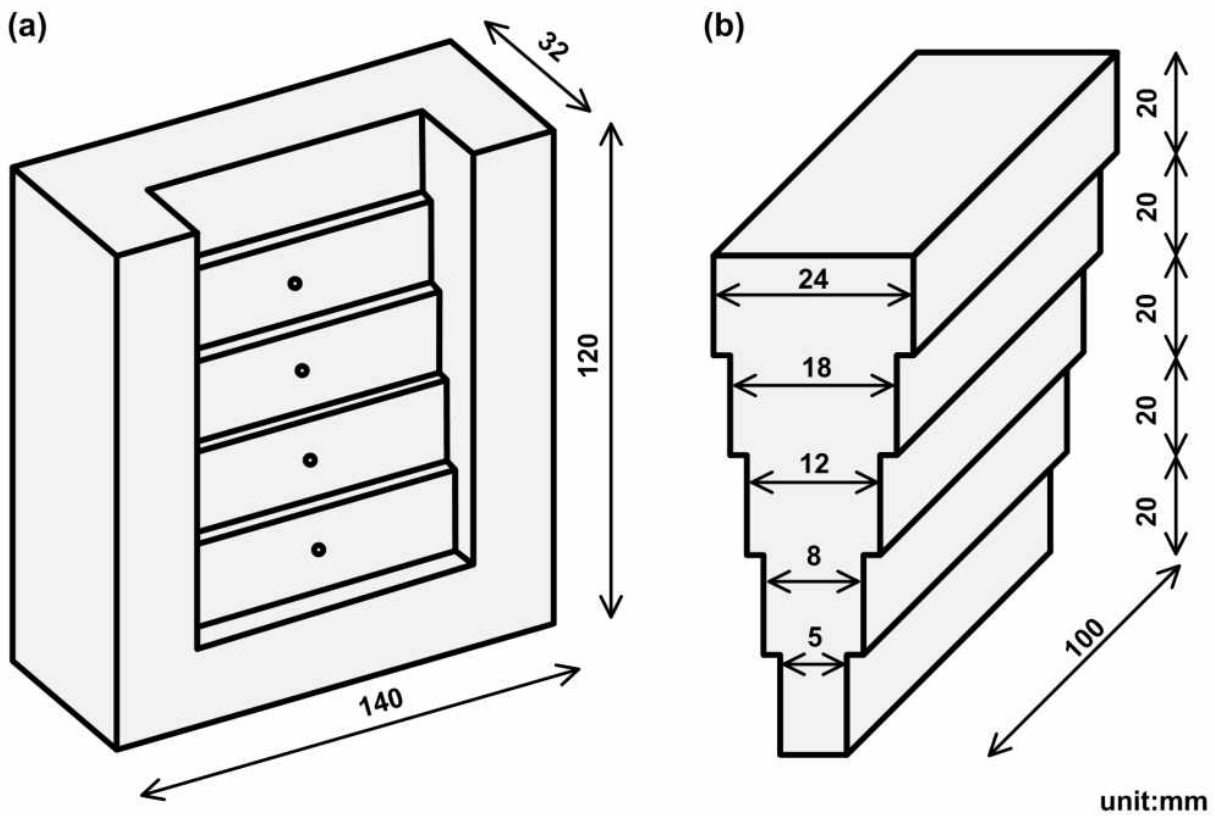


Figure 3.3 Schematic of the casting stepwise mold used in this study.

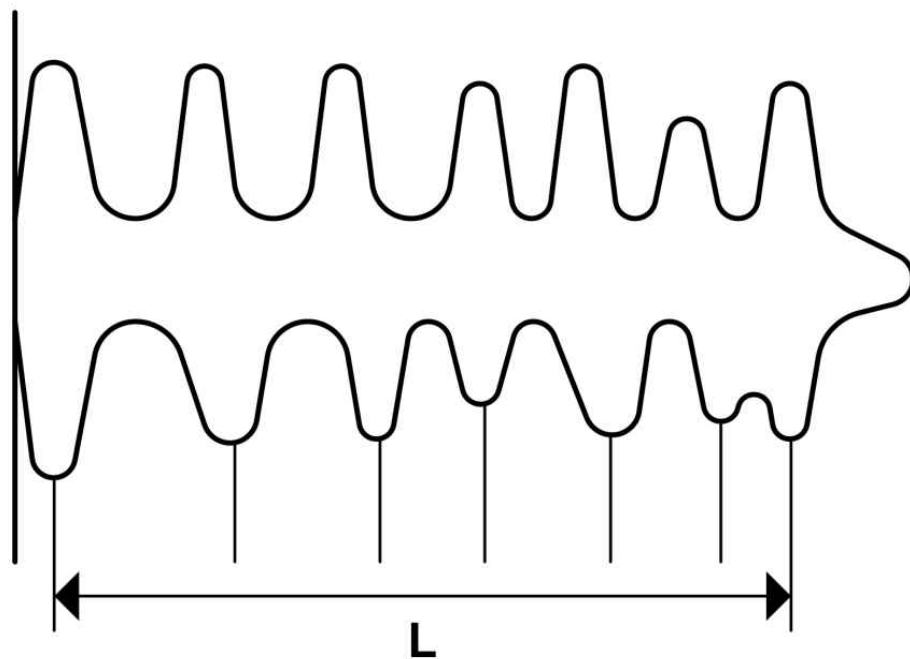


Figure 3.4 Second dendrite arm spacing measurement technique.

## 제 4 장 결과 및 고찰

### 4.1 일반구조

#### 4.1.1 냉각곡선에 따른 미세조직 및 SDAS 관찰

3원계 합금인 Al-Si-Cu 합금에서 Si의 함유량을 8wt%로 고정하고 Cu의 함유량을 0~2wt%로 변화를 시킨 후, 각 층에서 냉각곡선과 SDAS를 관찰하였다. Fig. 4.1은 시간에 따른 온도변화의 그래프를 나타낸 것이다. 2wt%Cu에서 냉각곡선을 살펴보면 주물의 양이 각각 다르므로 냉각속도가 현저히 차이가 난다. Al<sub>2</sub>Cu상은 Al-Si-Cu 합금에서 최종으로 응고되는 상으로 비평형응고일 때 470~480℃에서 냉각이 되는 것으로 나타난다 [28]. 이 그래프에서 냉각속도가 빠르므로 Al<sub>2</sub>Cu상이 응고되는 점을 찾는 것을 확인하기에는 어렵다. 냉각속도는 응고가 시작되는 점으로부터 응고가 끝나는 점의 구간과 응고가 되는 시간의 기울기를 나타낸다. Al-Si-Cu 합금의 냉각곡선 그래프에서 2차 미분을 하여 변곡점이 되는 부분을 각각 구하였으며, 액체와 고체가 공존하는 액상선과 공정온도가 시작되는 시점 또는 공정온도에서 응고가 끝나는 시점인 고상선을 각각 구하였다. Al-Si-Cu 합금에서 냉각곡선모식도인 Fig. 2.6에서 Al<sub>2</sub>Cu상이 응고되는 시점을 최종응고점으로 선택하여 냉각속도를 측정하였다.

다음 Fig. 4.2는 각각의 Cu의 함유량과 3층에서의 응고곡선에 대한 차이를 나타내었다. Cu의 함유량이 0%에서 1%증가하면 액상선으로 부터 응고되는 시작점은 현저히 떨어지지만, Cu가 1%에서 2%로 증가하여도 변화가 없음을 나타낸다. Cu가 0~2wt%까지 함유량이 변화됨에 따라 공정성장 시작 온도가 약간의 감소되는 경향이 보인다.

Fig. 4.3은 냉각곡선을 기준으로 주형의 층수와 응고가 끝나는 시간에 관계된 그래프를 나타낸다. 1층에서 4층으로 올라갈수록 주물의 두께가 증가하기 때문에 냉각시간이 길어진다. 진동을 주지 않았을 때, Cu함유량이 증가할수록 상대적으로 2~4층의 냉각시간은 길어지는 양상을 보인다.

미세조직을 관찰한 결과는 Fig. 4.4에 나타내었다. 일반구조의 경우에는 상대적으로 냉각속도가 빠른 1층에서 주상정으로 응고되는 것(방향성 응고)을 확인하였으며, 층이



올라갈수록 주상정응고 보다 등축정응고가 나타남을 알 수 있다. 또한, Cu의 함유량에 관계없이 미세조직의 결과는 비슷한 양상을 나타내었다. Fig. 4.5는 고배율에서 본 미세조직사진이다. 수지상정을 중심으로 모여 있는 Al+Si 공정상이 흩어져 미세화가 되는 것을 관찰할 수 있다. Fig. 4.6은 Cu의 함유량에 따른 3층에서의 미세조직 사진을 나타낸다. Al-8wt%Si에서 1wt% Cu첨가 되었을 때, flake형태의 공정상이 흩어지는 효과를 볼 수 있다. 또한, Cu의 함유량이 증가할수록 α-Al+Si의 공정상이 미세해지는 것을 확인하였다.

### 4.1.2 Cu의 함유량에 따른 SDAS 및 비례상수 A의 관계

Fig. 4.7은 Cu의 함유량을 0~2wt%로 변화시켰을 때 SDAS에 대한 그래프를 나타낸다. SDAS가 가장 짧은 것은 주물의 두께가 가장 얇고 냉각속도가 빠른 1층이며, SDAS가 가장 긴 것은 주물의 두께가 가장 두꺼우며 냉각속도가 가장 느린 4층인 것으로 나타난다. Al-8wt%Si에서 Cu를 첨가하였을 때, 주물의 두께에 따라서 SDAS에 영향을 받지 않는 것을 알 수 있다.

앞서 각각의 층에서 SDAS를 구한 값과 냉각속도에 관계식인

$$\lambda = AR^{-1/3} - Eq.4.1$$

$\lambda$  = 이차수지상정의 길이

$A$  = SDAS와 냉각속도의 관계되는 비례상수

$R$  = 냉각속도

식에 대하여 Fig. 4.8로 나타내었다.

이 식을 일차함수로 표현할 수 있으며 기울기는 A값으로 나타낸다. 각층마다 SDAS가 영향을 끼치지 않기 때문에 직선 회귀법으로 나타내었다. 이를 정리하여 Fig. 4.9와 같이 Cu의 함유량에 따른 A의 값에 대한 관계식을 나타낸다. 0wt%의 Cu에서 1wt% 첨가하게 되면 A값은 약간 감소하고 2wt%Cu에서 A값은 상당히 감소하는 것으로 나타났다. 이는 SDAS에 대하여 냉각속도의 영향이 작아져 상대적으로 미세조직의 분포도에 영향을 미친다고 판단된다.

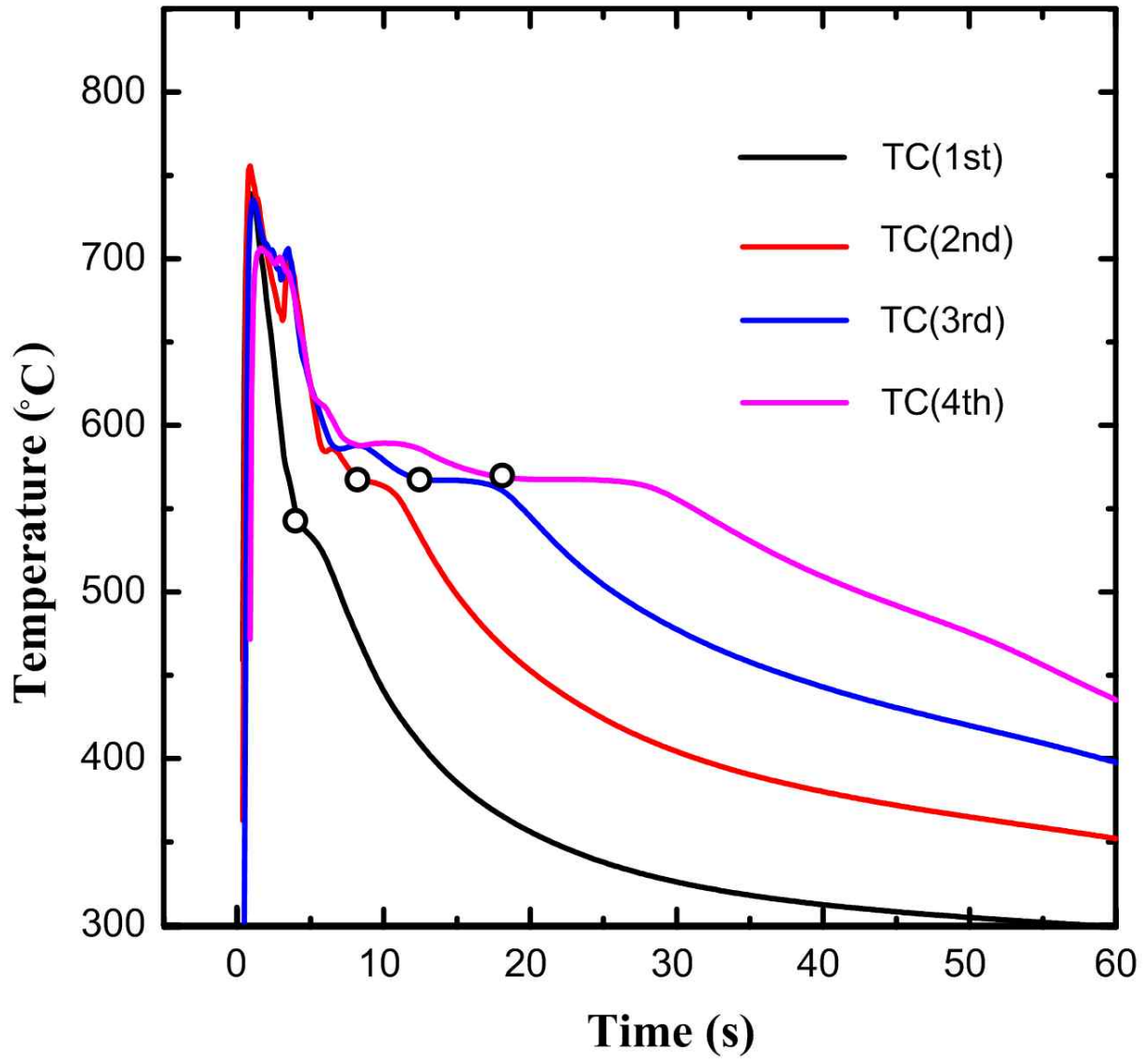


Figure 4.1 Graph showing the cooling curve of at Al-8wtSi-2wt%Cu alloys during the casting without mechanical vibration.

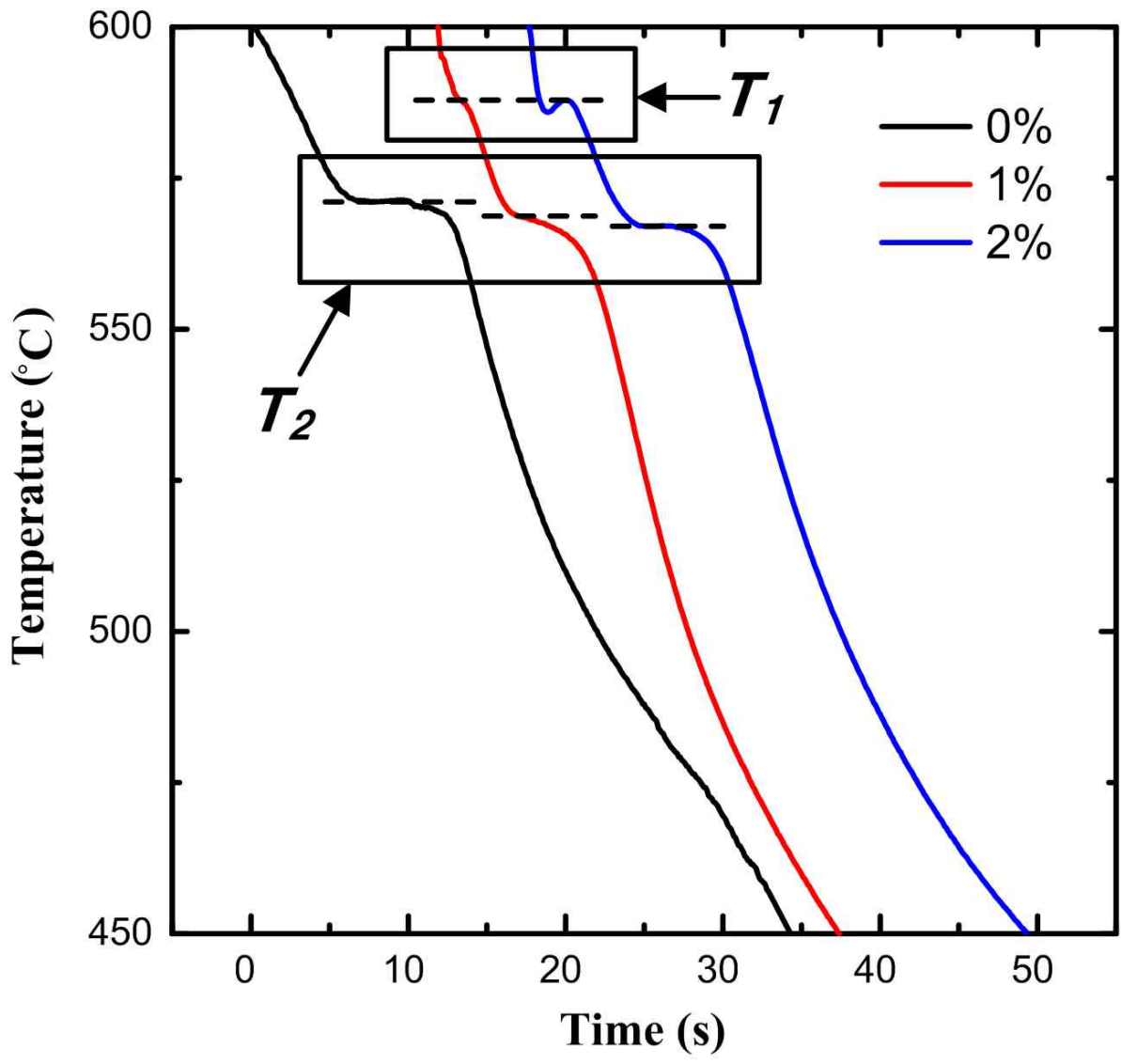


Figure 4.2 Graph showing the cooling curves at 3rd step during the casting without mechanical vibration.

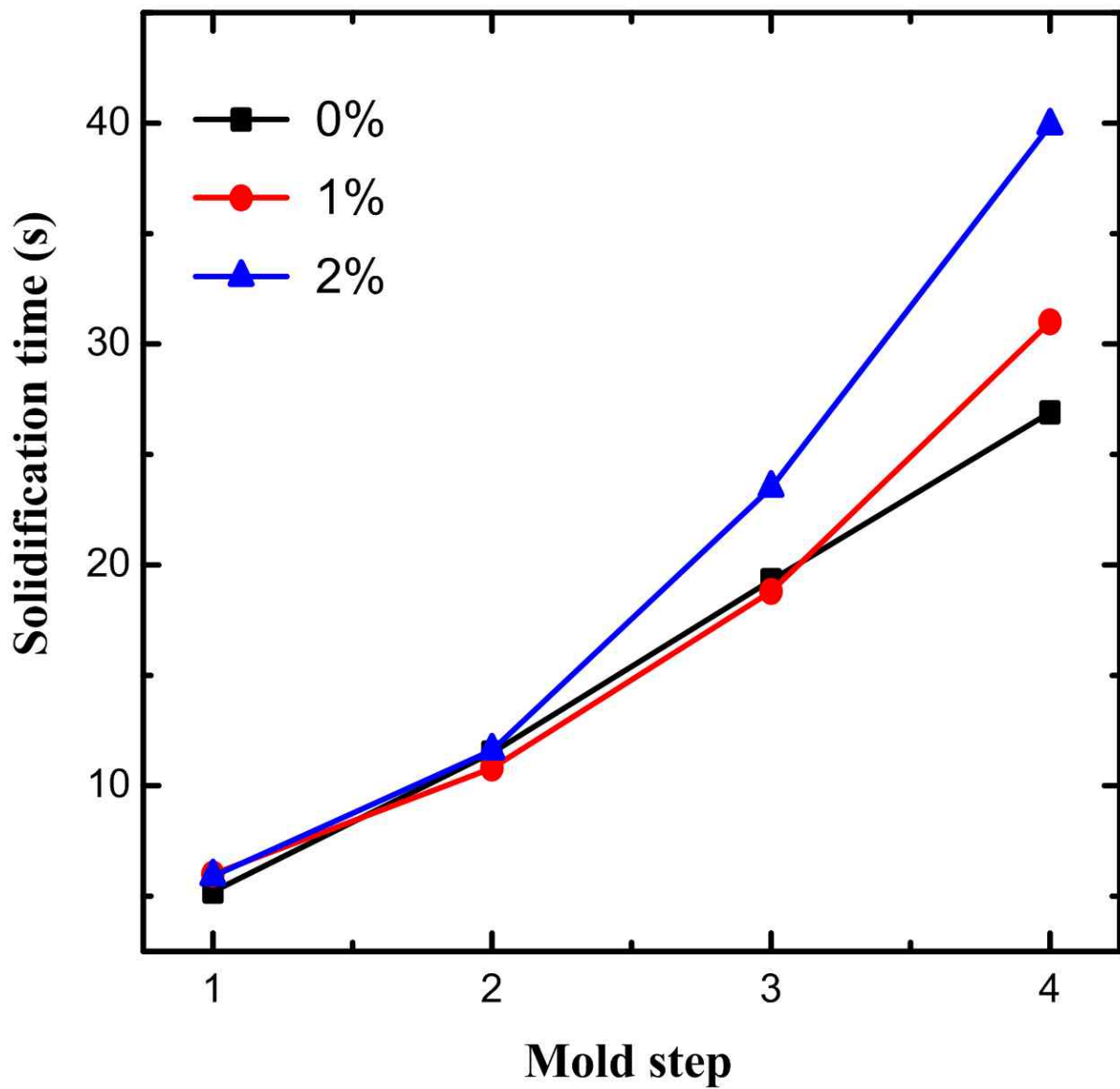
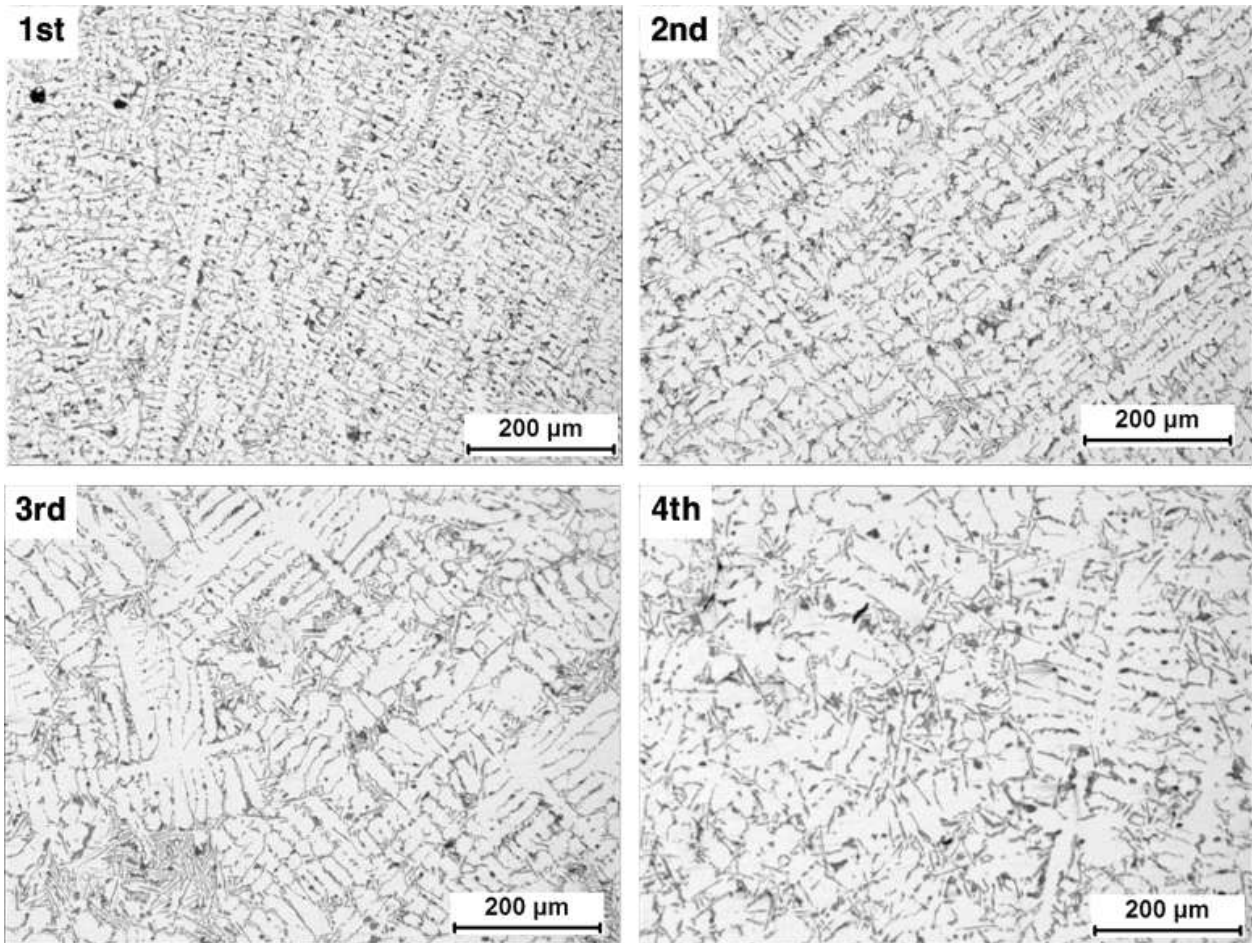
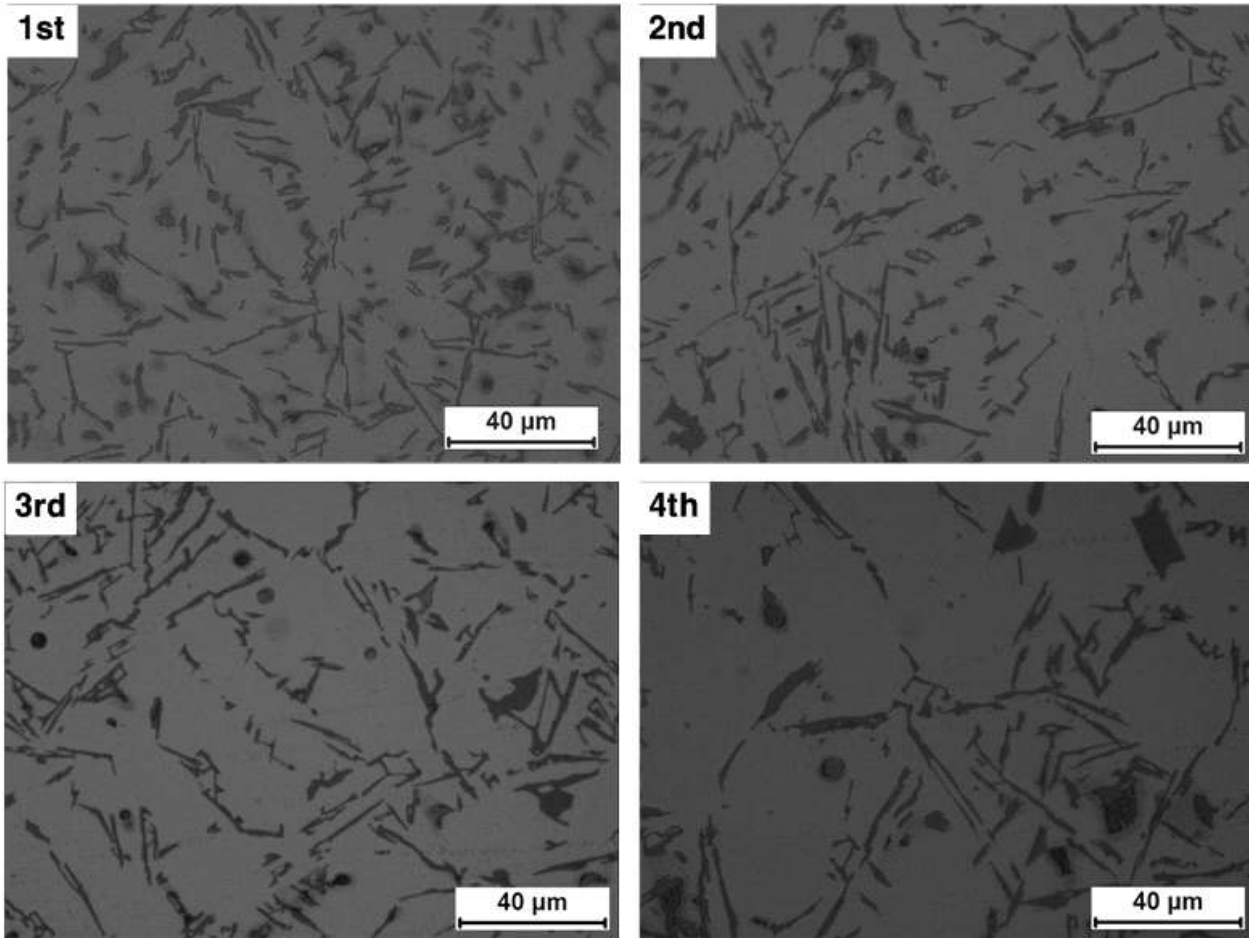


Figure 4.3 Graph showing the solidification time the during casting without mechanical vibration.

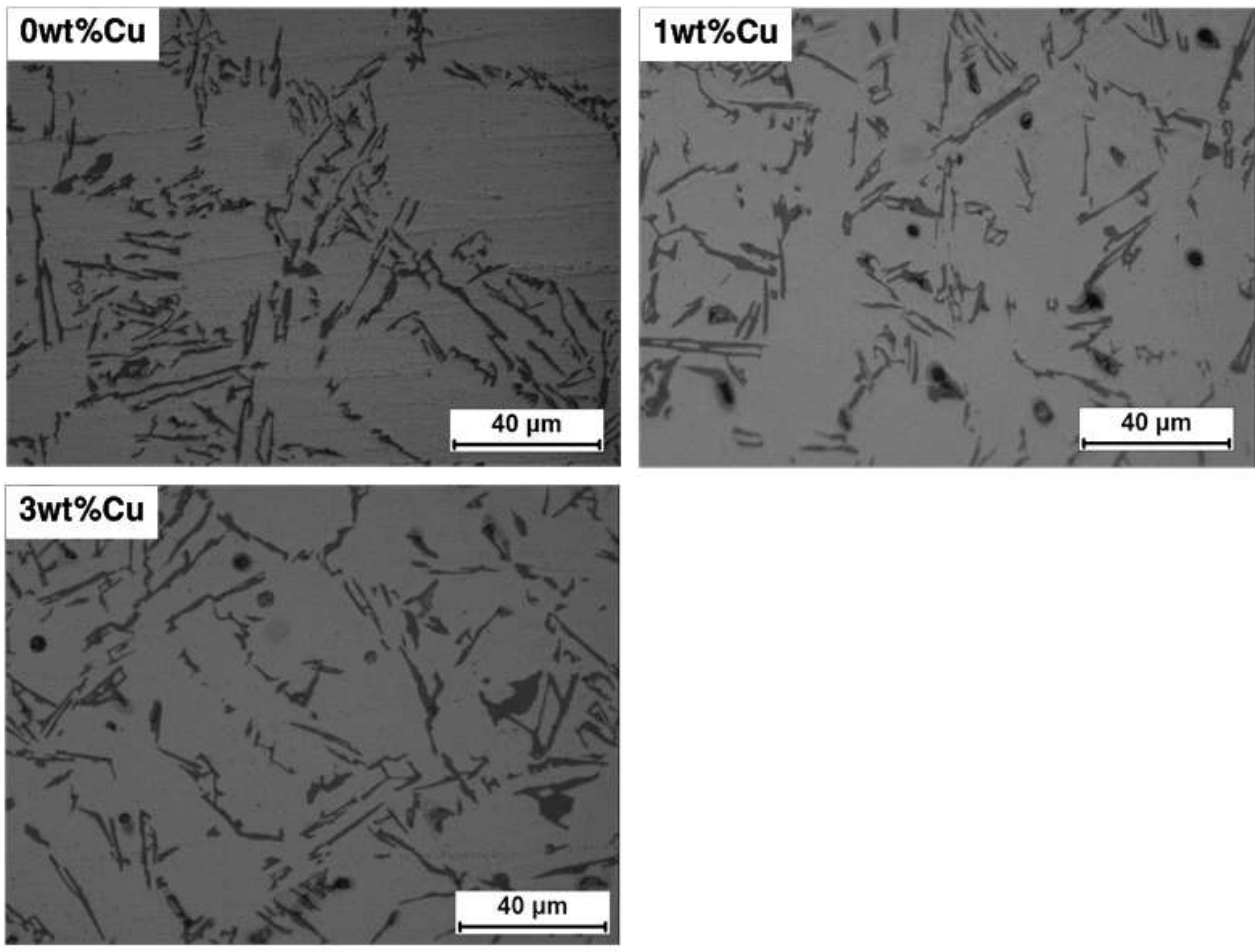


**Figure 4.4 OM images of Al-8wt%Si-2wt%Cu cast without mechanical vibration.**



**Figure 4.5 OM images of Al-8wt%Si-2wt%Cu cast without mechanical vibration (magnified).**





**Figure 4.6 OM images of Al-Si-XCu alloys cast without mechanical vibration.**

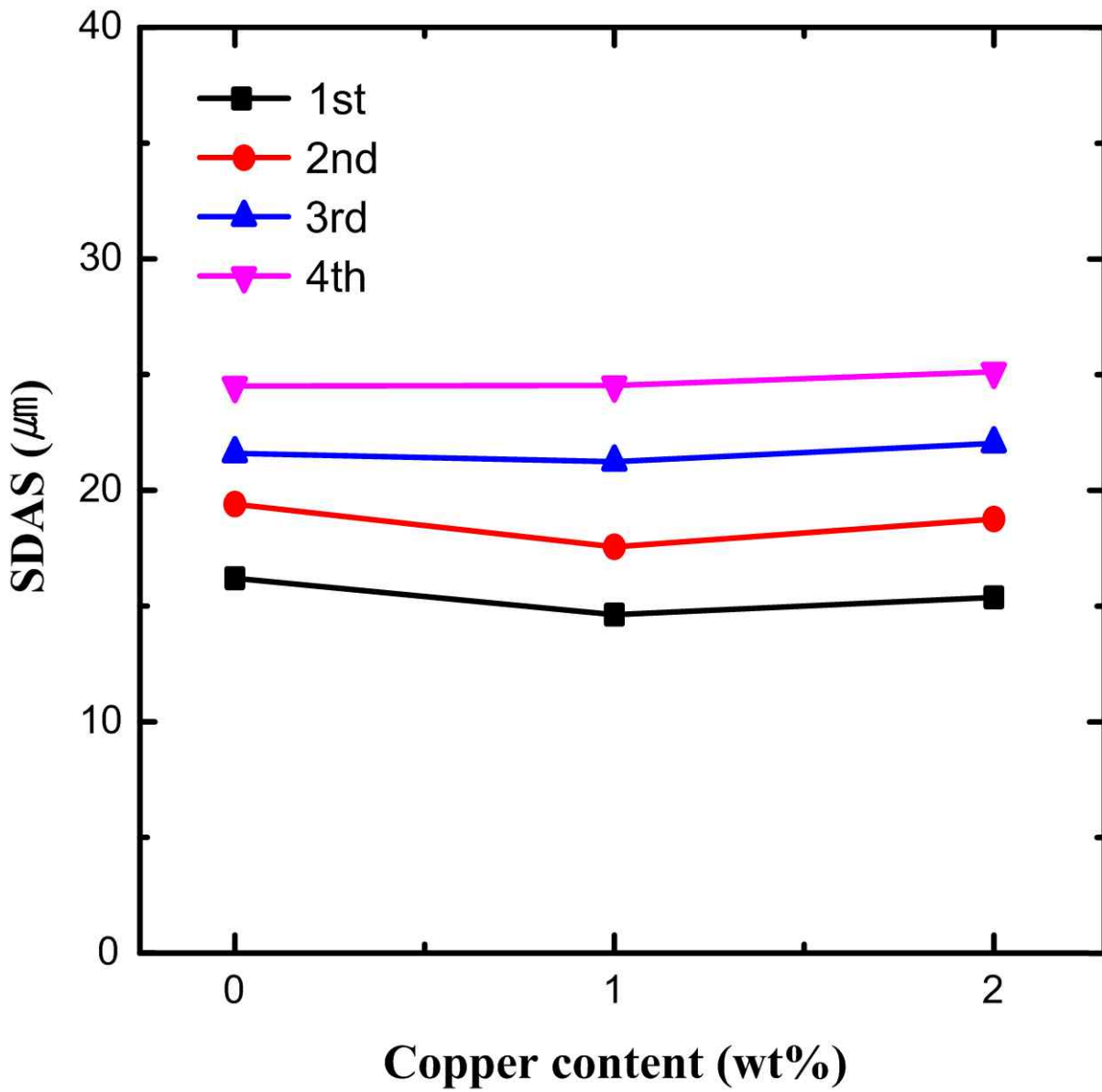


Figure 4.7 SDAS the cast without mechanical vibration.



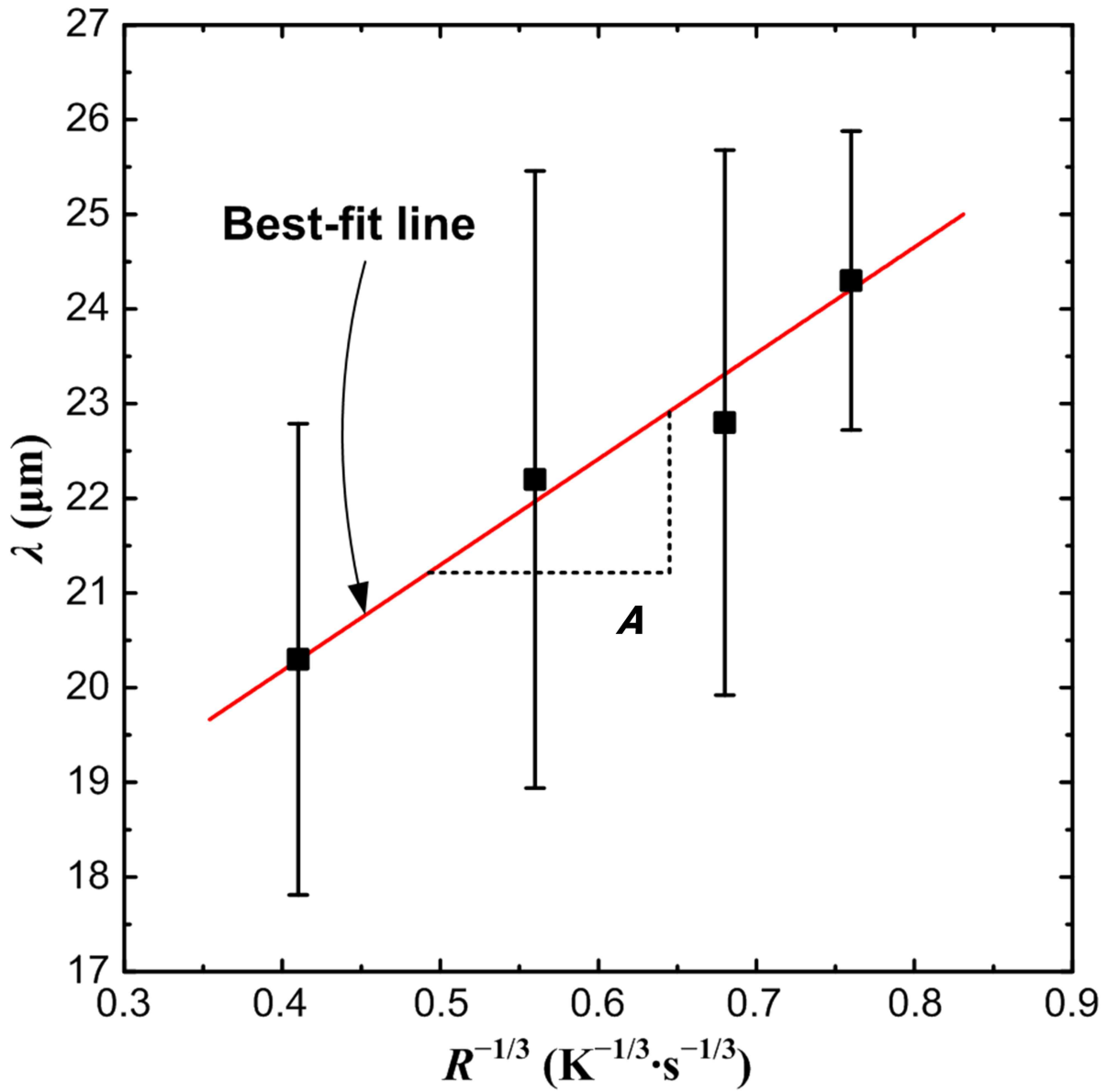
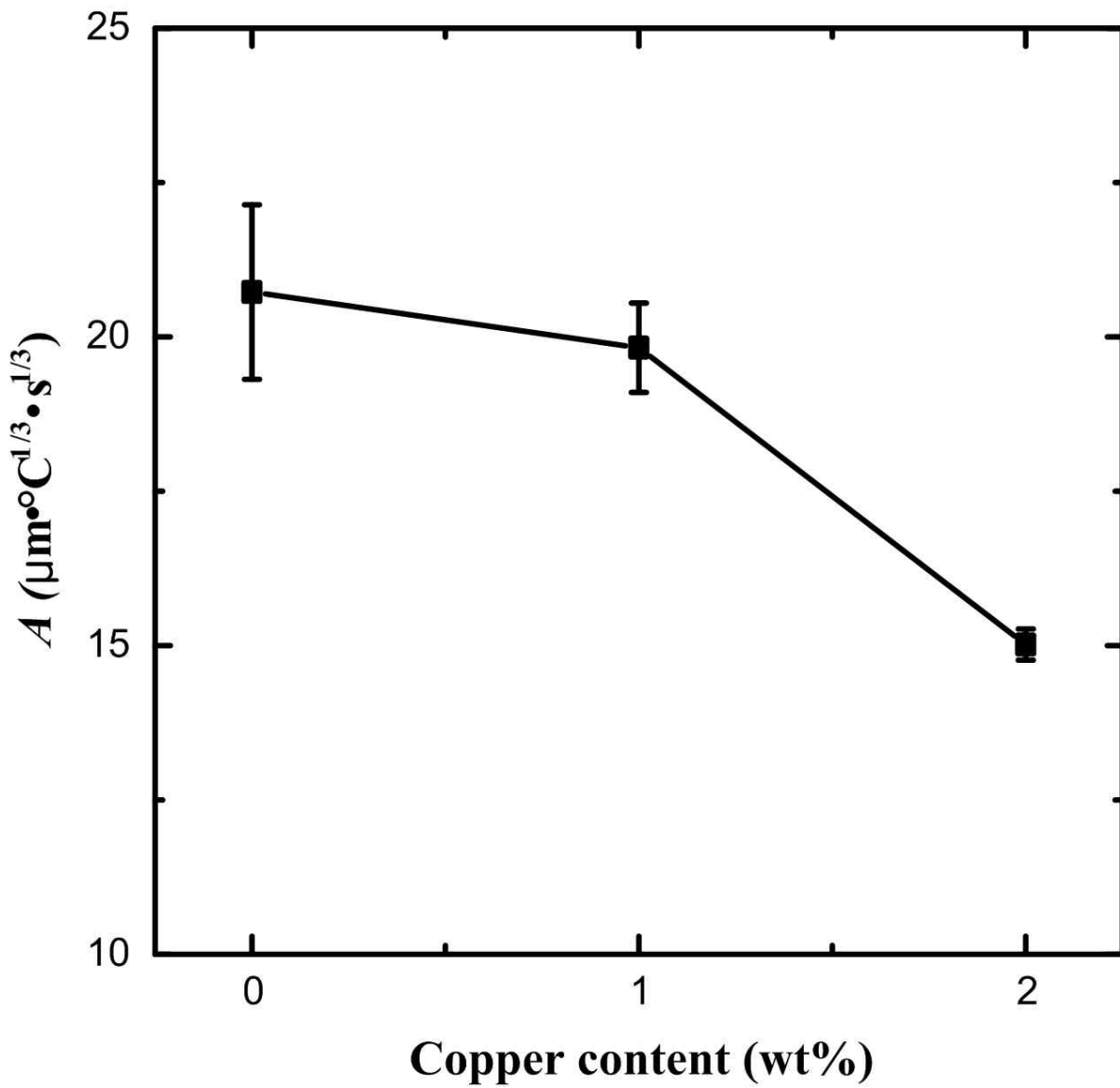


Figure 4.8 Estimation of the coarsening sensitivity(*A*) in Al-8wt%Si alloy.



**Figure 4.9 Measured proportional constant  $A$  as a function of Cu content in Al-Si-Cu ternary alloys cast without mechanical vibration.**

## 4.2 진동구조

### 4.2.1 냉각곡선에 따른 미세조직 및 SDAS 관찰

앞서 일반 주조된 Al-Si-Cu 합금과 달리 동일한 조건에서 기계적 진동을 가하였을 때, 응고시 각 층에서 냉각속도와 SDAS를 대하여 관찰하였다. Fig. 4.10은 2wt%Cu일 때의 시간에 따른 냉각곡선이다. 이 그래프는 대체적으로 액상선에서 응고가 시작되는 지점에서 과냉이 보이지 않았다. 또한 각층마다 공정상의 성장 시작 온도는 각 층마다 다른 양상을 보였다. 또한, 빠른 냉각속도 때문에  $Al_2Cu$ 상이 최종으로 응고되는 점을 찾기 상당히 어려우며 기계적진동의 영향으로 응고가 완료되는 온도가 변하는지 판단하기 어렵다.

Fig. 4.11은 Cu함유량에 따른 3층에서 냉각곡선이다. 진동에 의해 각각의 합금에서 액상선에서 응고시작 온도는 같은 양상을 나타내고, 공정상 성장의 시작온도는 0~2wt%로 상승할수록 하강하였다.

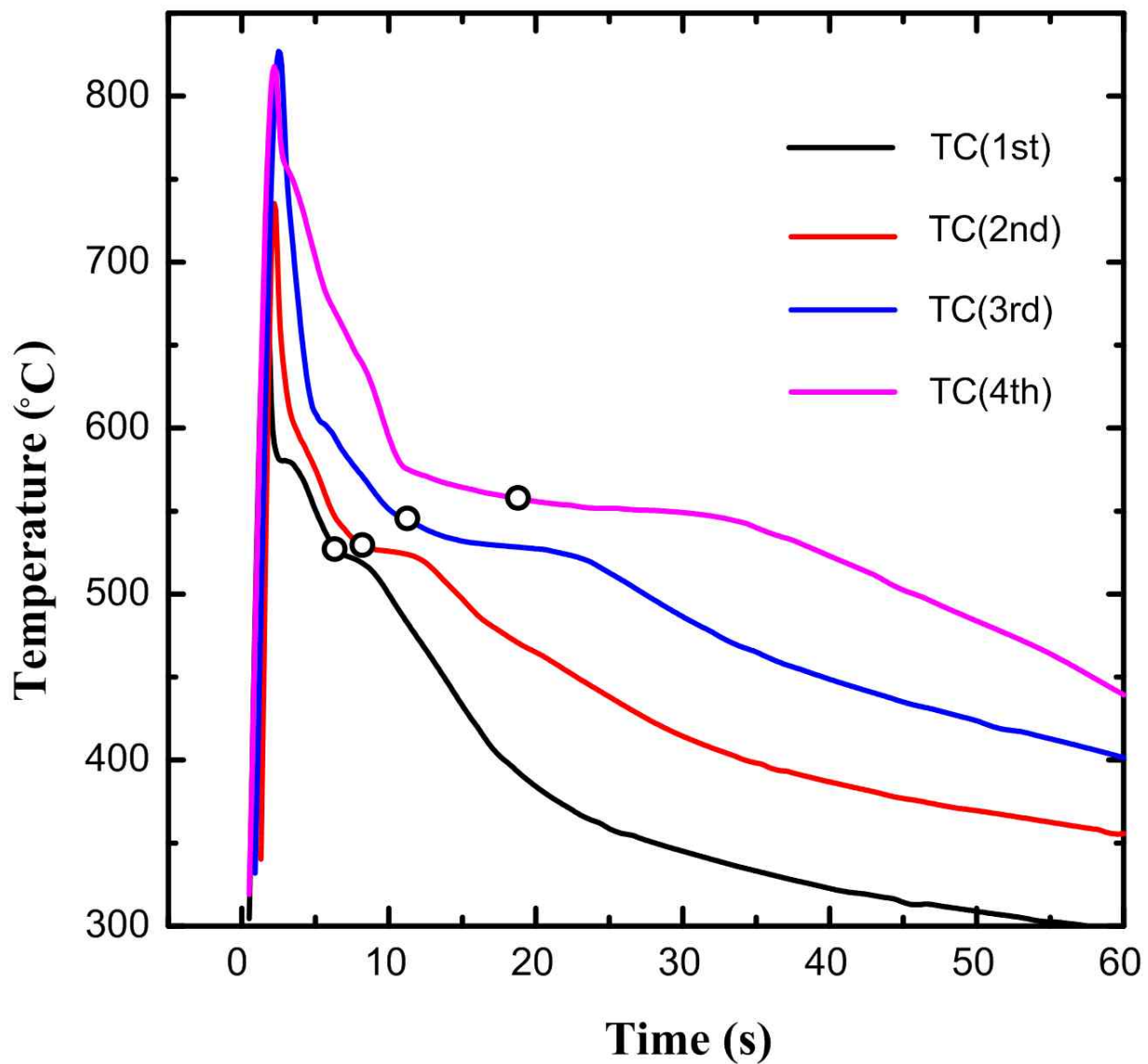
Fig. 4.12는 주형의 층수에 따른 응고시간을 나타내었다. Cu가 첨가되지 않을 때, 층수가 올라갈수록 응고시간이 현저히 차이나지 않으나 1wt%첨가되었을 때 2,3,4층에서 현저하게 차이가 발생하였다. 하지만, Cu의 함유량이 1wt%에서 2wt%로 증가하면 각 층의 응고시간은 비슷한 양상이 나타났다.

미세조직을 관찰한 결과는 Fig. 4.13에 나타내었다. Al-8wt%Si-2wt%Cu에서 1층에서 4층으로 층수가 올라갈수록 Al+Si 공정상이 흩어지는 것을 관찰하였다. 다음은 Fig 4.14는 Cu의 함유량에 따른 미세조직 사진이다. 기계적 진동에 의해 수지상정이 쪼개진 것을 알 수 있었다. 또한, Al+Si 공정상이 진동효과에 의해 흩어진 것으로 판단된다. Cu의 함유량이 0wt%에서 1wt%로 첨가되면 공정상은 미세해지나 Cu의 함유량이 2wt%이 되면 공정상의 크기는 1wt%Cu의 결과와 유사하였다.

### 4.1.2 Cu의 함유량에 따른 비례상수 A의 관계

미세조직사진을 통해 SDAS와 냉각속도에 관계를 통해 기울기인 A값을 구하였다. Cu의 함유량에 따라 A값의 관계된 그래프를 Fig 4.15에 나타내었다. A값은 0wt% Cu에서 약 36의 값을 나타내었지만 Cu의 함유량이 1wt%로 증가하면 약간 낮아졌으나

2wt%의 Cu에서 1wt%보다 약간 상승하는 것으로 나타났다. SDAS에서 냉각속도 영향이 작고 미세조직의 분포도에 영향은 적은 것으로 판단된다.



**Figure 4.10** Graph showing the casting cooling curve of Al-8wtSi-2wt%Cu alloys during the casting with mechanical vibration.

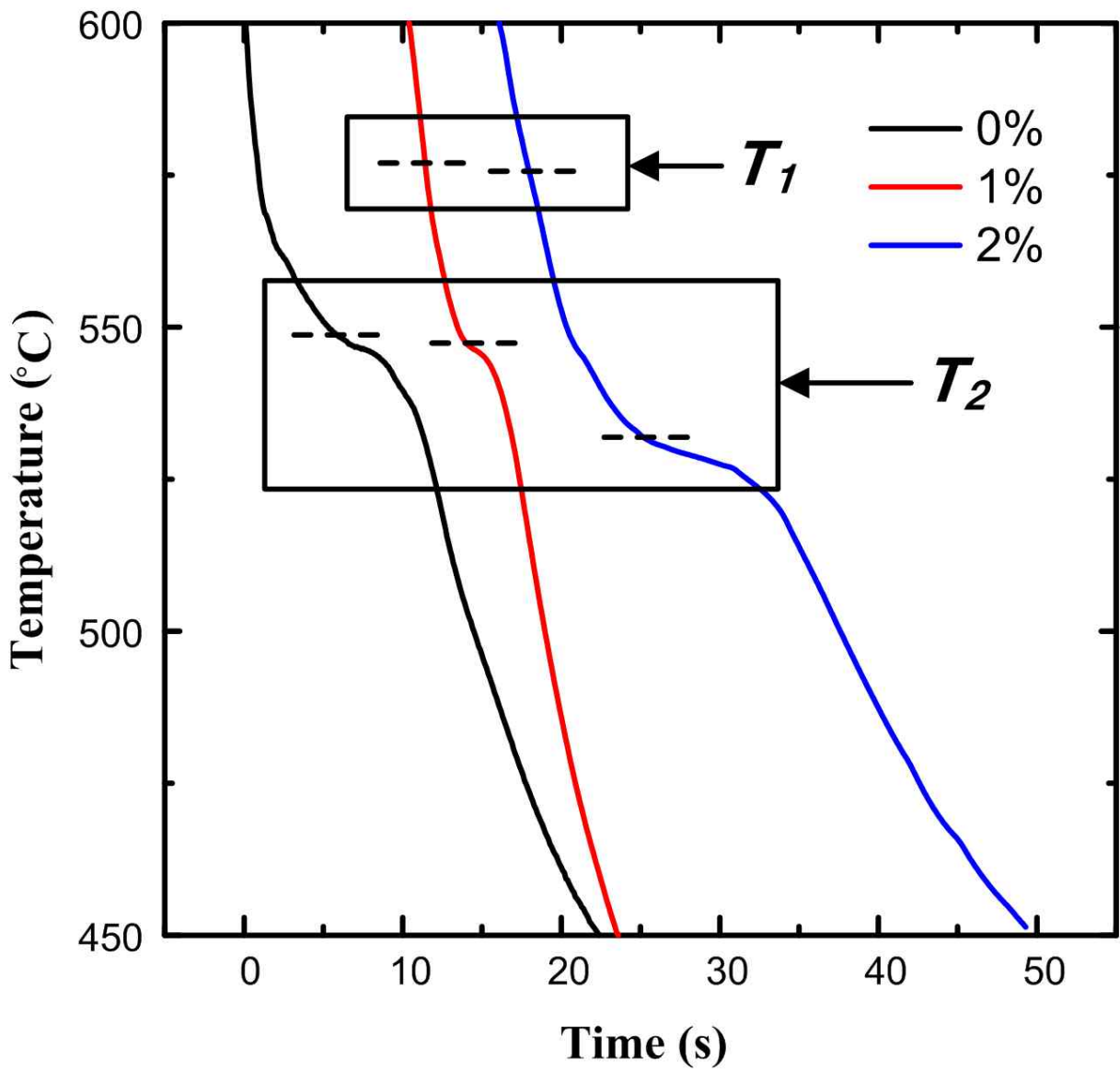


Figure 4.11 Graph showing the cooling curve at 3rd step during the casting with mechanical vibration.

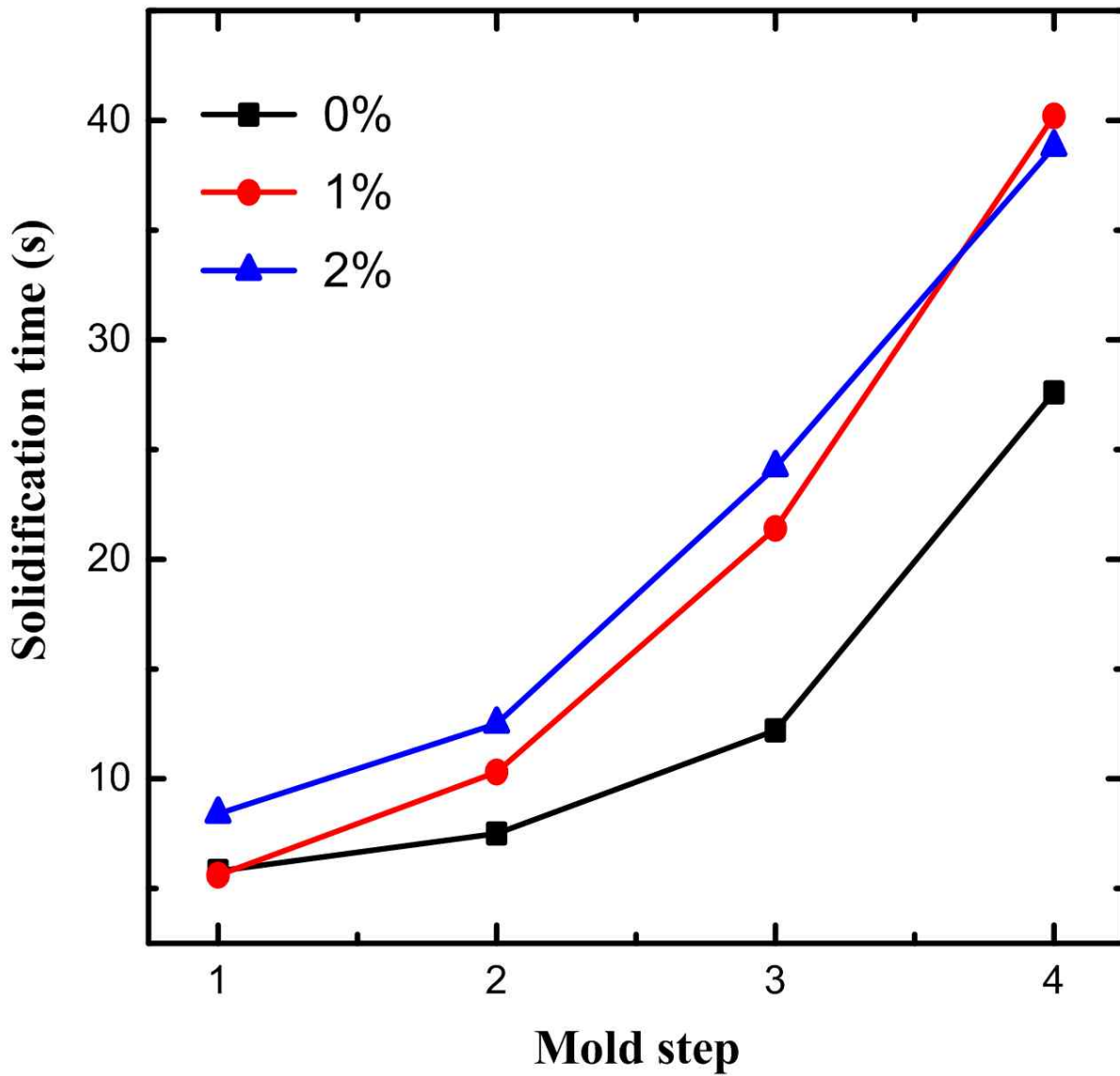
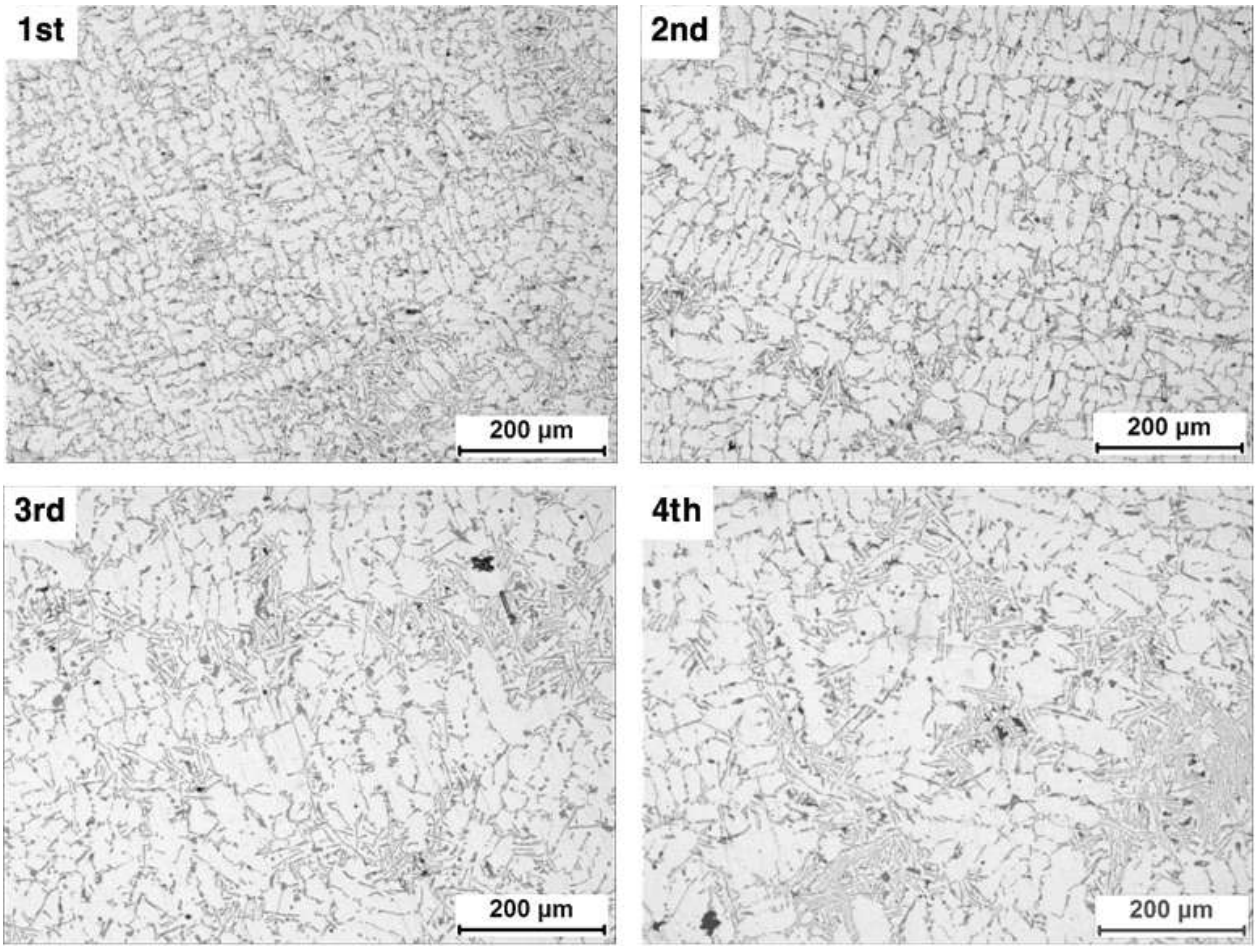
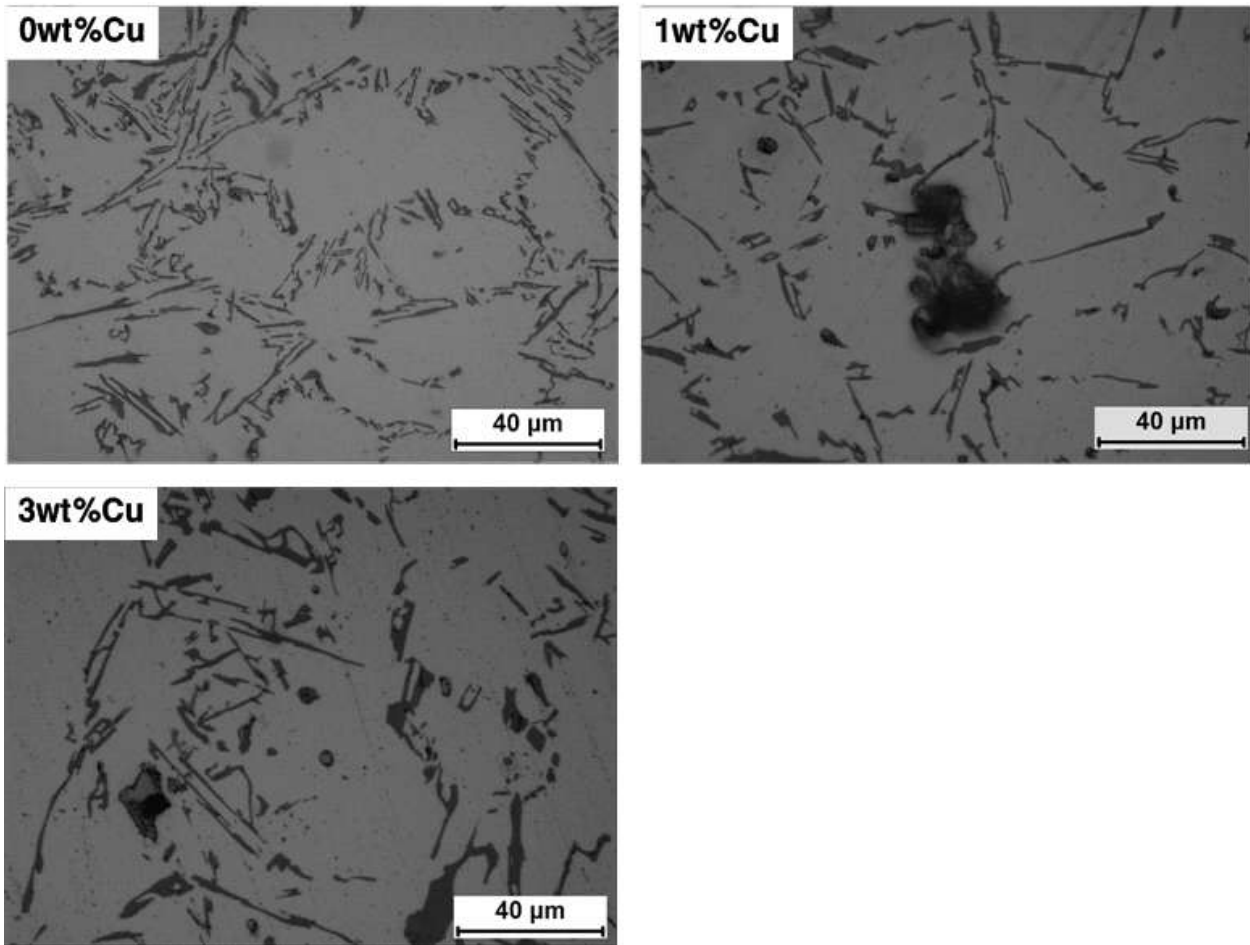


Figure 4.12 Graph showing the solidification time during the casting with mechanical vibration.

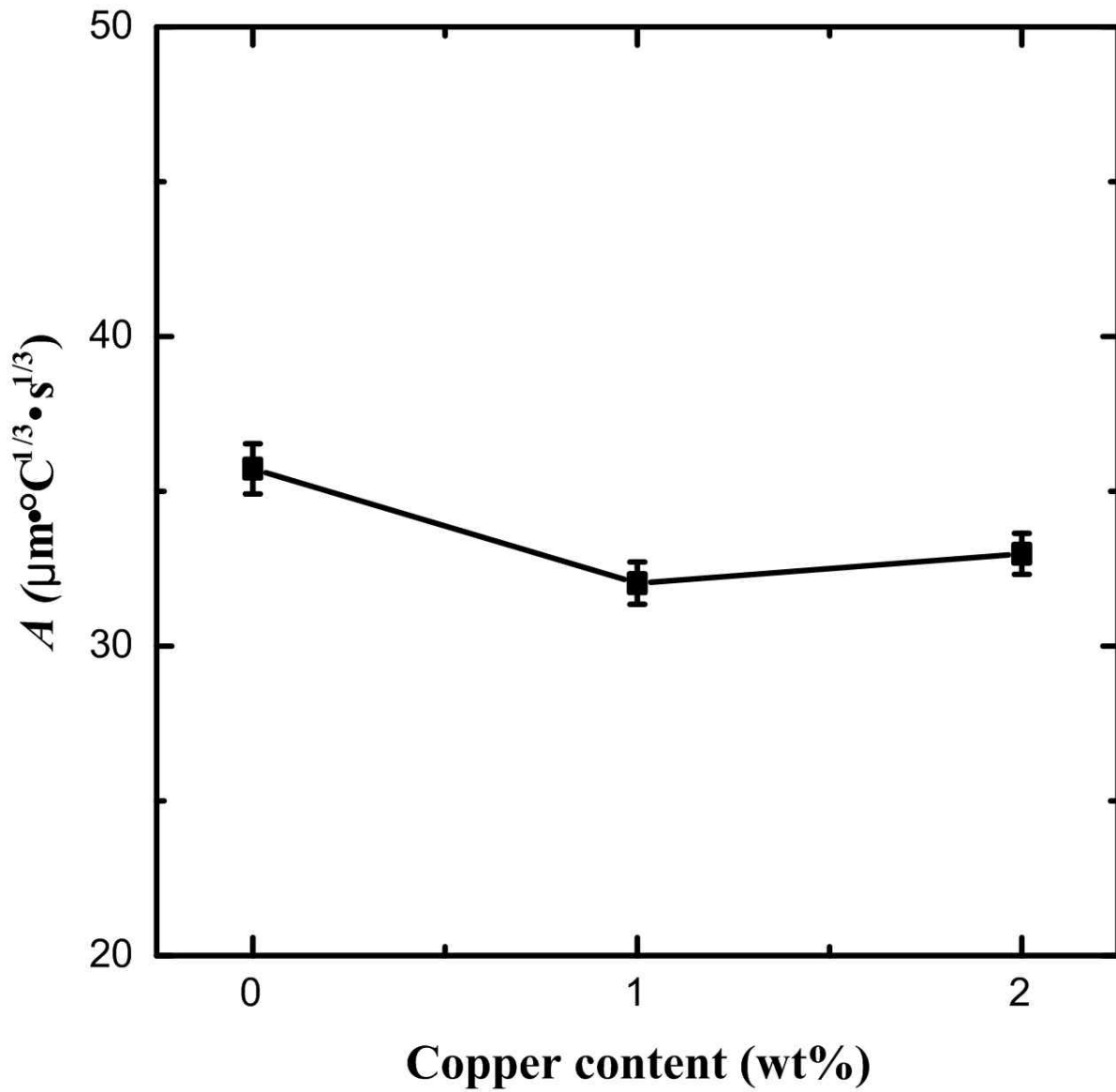


**Figure 4.13 OM images of the Al-8wt%Si-2wt%Cu alloy cast with mechanical vibration.**





**Figure 4.14 OM images at 3rd step of Al-8wt%Si-2wt%Cu alloy cast with mechanical vibration.**



**Figure 4.15 Measured proportional constant  $A$  as a function of Cu content in Al-Si-Cu ternary alloys cast with mechanical vibration.**

## 4.3 일반구조와 진동구조 비교

### 4.3.1 냉각곡선 및 공정성장시작온도 비교

Fig 4.16은 Al-8wt%Si-2wt%Cu 합금에서 진동을 가하지 않는 것(a)과 가한 것(b)의 냉각곡선을 나타낸 것이다. 진동이 없을 때, 과냉이 형성되면서 응고가 되는 것을 관찰할 수 있다. 하지만 진동을 가했을 시에 과냉이 형성되지 않고 기울기가 급하게 떨어져 공정성장시작온도로 다다른 것으로 관찰된다. 이는 진동에 의해 수지상정의 형성에 있어서 영향을 미친다고 판단된다. 하지만, Al<sub>2</sub>Cu상이 470°C ~ 480°C 사이에서 정출물로 생성되는 것으로 알려져 있으나 응고곡선 상에서 뚜렷하게 보이지 않았다. 정출물의 형성이 뚜렷하게 보이지 않는 이유는 바로 응고되는 시간이 짧기 때문이라고 판단된다. 기계적 진동구조에 대하여 냉각곡선과 미세조직에 대하여 연구된 논문을 찾았으나, 냉각곡선에서 기계적 진동에 의해 공정성장시작온도가 하강되는 부분이 나타나는 것을 확인하였다[9].

진동을 가하게 되면 공정성장시작온도가 낮아지는 것이 관찰되었다. Fig. 4.17은 각 Cu의 함유량에 따라서 공정온도의 변화되는 것을 나타낸다. (a)는 JMatPro 프로그램을 사용해 평형응고에서 Cu의 함유량에 따른 T<sub>1</sub>과 T<sub>2</sub>의 변화를 나타낸다. Cu의 함유량이 증가할수록 약간 하강한다. (b)는 이번 실험에 따른 공정성장시작온도가 진동을 가하지 않을 때 (a)와 같이 감소하였다. 그러나 진동을 가하게 되면 공정성장시작온도는 급격히 하강한다.

진동을 가했을 때, 공정성장시작온도가 하강되는 이유는 다음 Fig. 4.18(a)로 설명한다. 상태도에서 공정조성의 그래프인 초록색선이 진동효과에 의하여 빨간색 점선으로 하강이 되는 것을 알 수 있다. 진동을 가하지 않을 시에 과냉이 생성되어 수지상정의 성장이 촉진되어야 되지만, ΔT<sub>v</sub>만큼 진동을 가하게 되면 과냉이 생성되지 않으며 공정점이 떨어지게 된다. 과냉선의 연장인 ΔC<sub>nv</sub>의 폭이 줄어들게 되어 ΔC<sub>v</sub>의 효과만 나타나게 된다. 그러므로 과냉이 줄어들어 α-dendrite의 성장이 줄어들고 α상과 β상의 공정이 함께 성장하게 된다. Fig. 4.18(b)은 A-A' 선에서 진동효과에 의해 ΔC<sub>nv</sub>와 ΔC<sub>v</sub>의 분포도를 도식화한 것이다.

Fig. 4.19는 주형의 층수에 따른 응고시간의 관계에 대한 그래프이다. 진동을 가한 것과 가하지 않는 응고시간은 대체적으로 비슷한 양상을 보인다. 층수에 따른 응고시

간은 진동을 가하였음에 불구하고 거의 차이가 없음을 보인다.

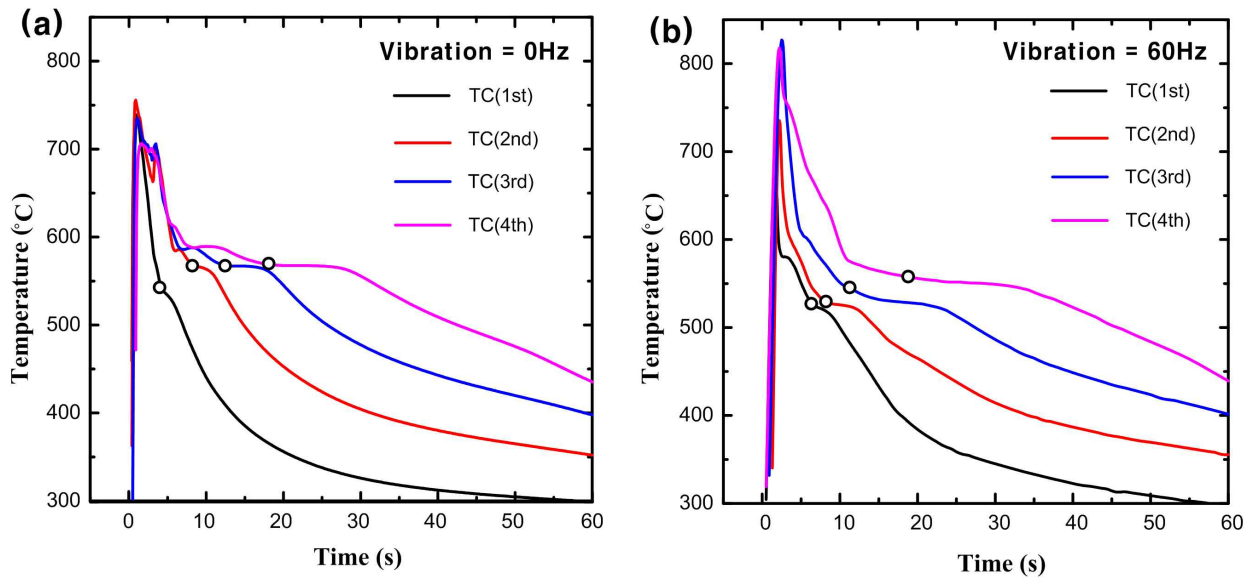
Fig. 4.20은 진동을 가한 것과 가하지 않는 것에 대한 주형의 두께에 따른 응고완료 시간을 나타낸 그래프이다. 대체적으로 응고완료시간에 대하여 비슷한 양상을 확인할 수 있다.

### 4.3.2 미세조직사진, 비례상수 A 및 SEM 분석 비교

다음 Fig. 4.21은 진동을 가하지 않았을 때와 가했을 때의 미세조직 사진이다. 8wt%Si-2wt%Cu에서 진동을 주었을 때, 층수가 올라갈수록  $\alpha$ -상 수지상정이 파괴되며 Al+Si 공정상이 집중적으로 형성되었다. 또한, 층수가 높을수록 기계적진동의 효과는 두께의 증가에 따라 줄어드는 것으로 판단된다. Cu의 함유량에 따른 3층에서 미세조직은 Fig. 4.22에 나타내었다. Cu의 함유량에 따라 미세조직 사진에서 SDAS 영향을 주었을 것으로 생각하였지만, 거의 영향이 없었다. 하지만, 진동의 효과에 의해 수지상정이 부서지는 것으로 판단된다, 진동을 가하기전의 미세조직에선 수지상정 사이에 공정상이 모여 있지만, 진동을 가한 후에 수지상정이 깨지고 공정상들이 불규칙하게 모이는 것으로 판단된다.

Fig. 4.23은 진동을 가하였을 때와 가하지 않았을 때의 A값을 비교한 그래프이다. 전체적으로 A값은 진동을 가하지 않은 것이 더 낮게 측정되었고 Cu함유량에 증가함에 따라 A값은 감소하는 것으로 나타났다. 진동을 가하였을 때, A값은 1%에서 감소하다가 2%에서 약간 증가하였다. 미세조직의 분포도에서는 진동을 주지 않은 것이 더 안정하게 나타나는 것으로 판단된다.

다음 Fig. 4.24에서 Al-Si-Cu 합금에서 나타나는 상을 SEM 이미지를 통해 관찰하였다. (a),(b)모두  $Al_2Cu$ 상이 생성되어있는 것으로 판단되며, 불순물 Fe와 Mn이 Al과 Si이 결합된 특수한 상이 나타나지 않는 것으로 관찰된다. 이는 빠른 응고속도로 인해 상이 형성되지 않는 것으로 판단된다.



**Figure 4.16 Graph showing the cooling curve of the Al-8wt%Si-2wt%Cu alloy cast (a) without, and (b) with mechanical vibration.**

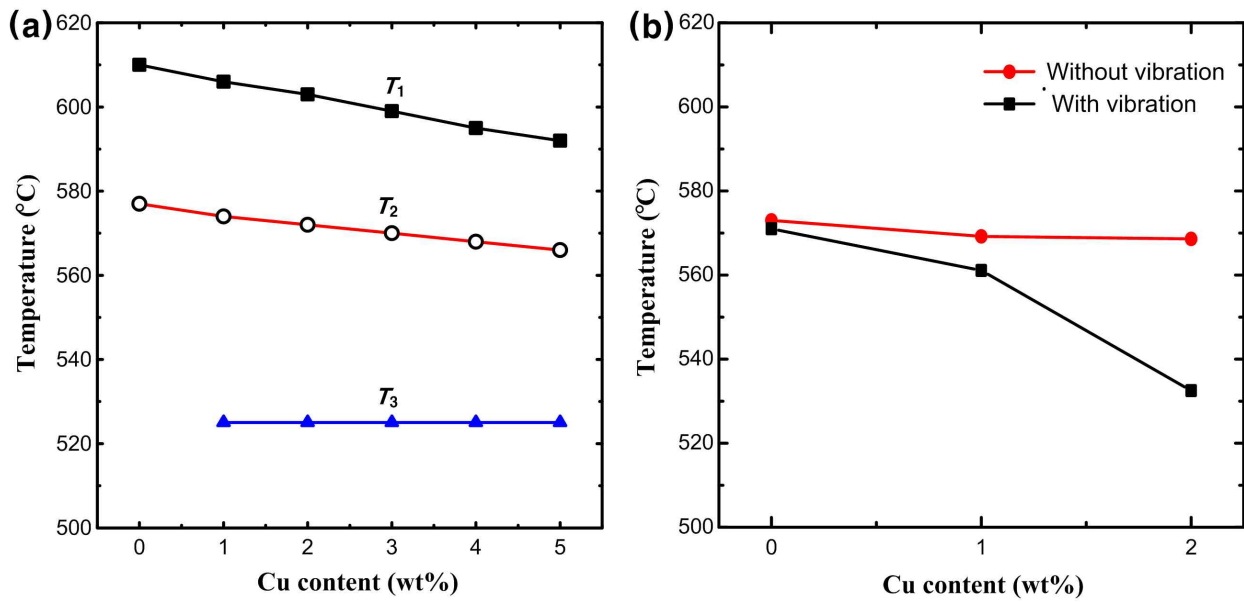


Figure 4.17 Graphs showing the (a) equilibrium phase transition temperatures calculated using JMatPro and (b) experimental results of  $T_2$ .

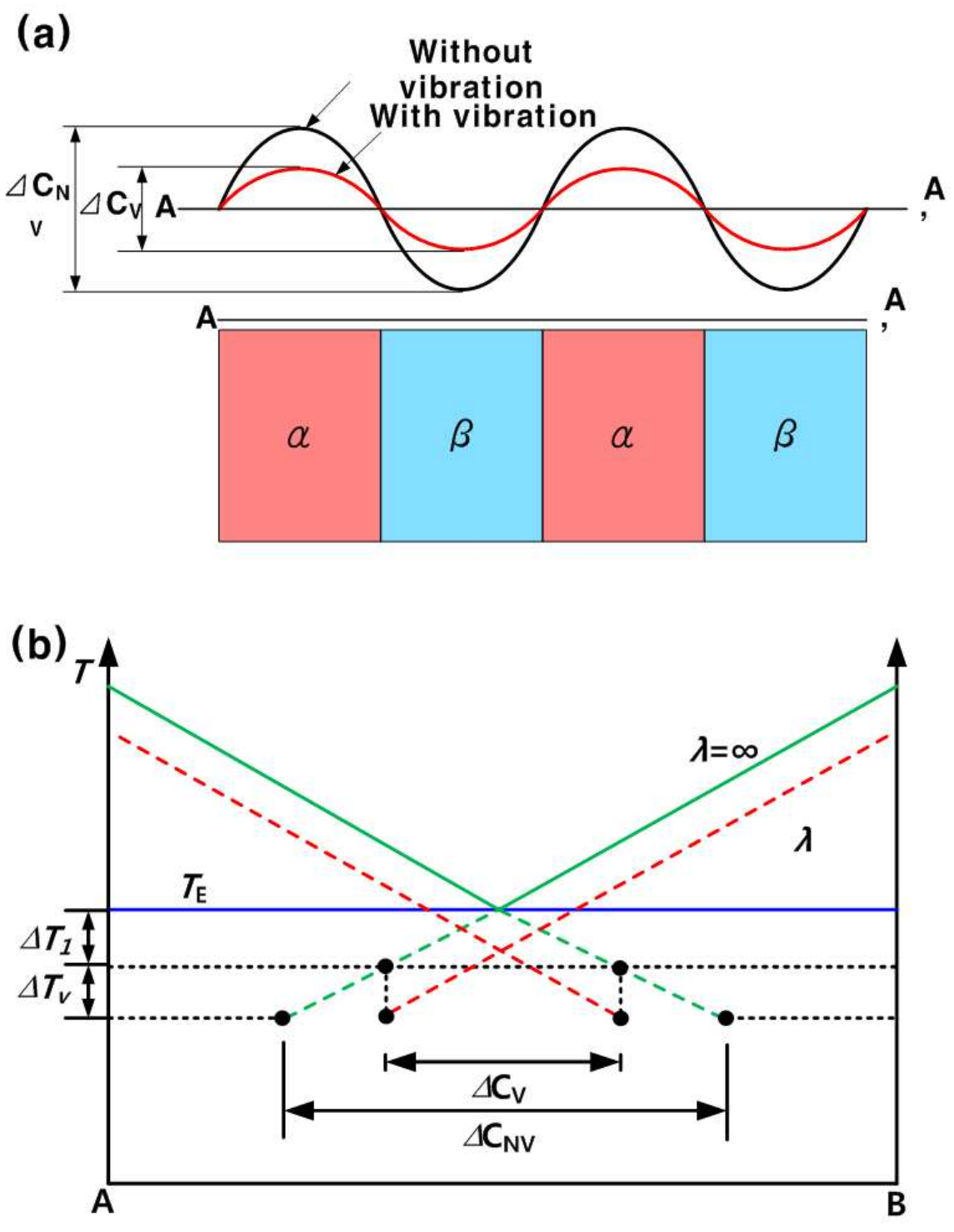


Figure 4.18 (a) Concentration profiles in front of the eutectic phase showing the effect of mechanical vibration. (b) Undercooling becomes severe to keep  $\Delta C$  large enough for eutectic growth.

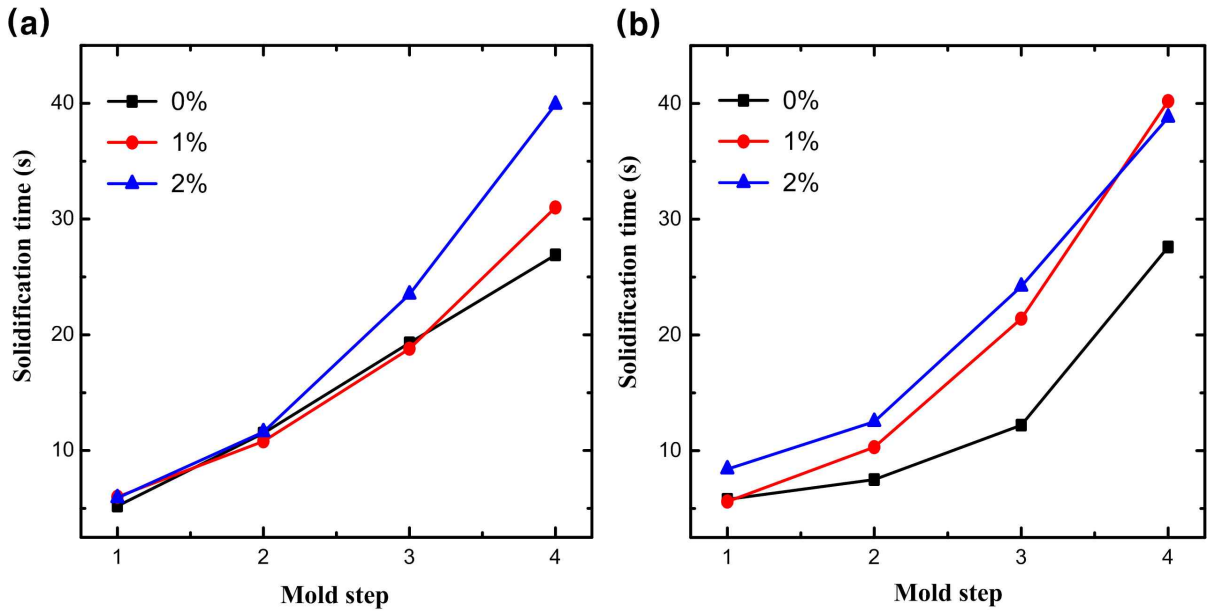
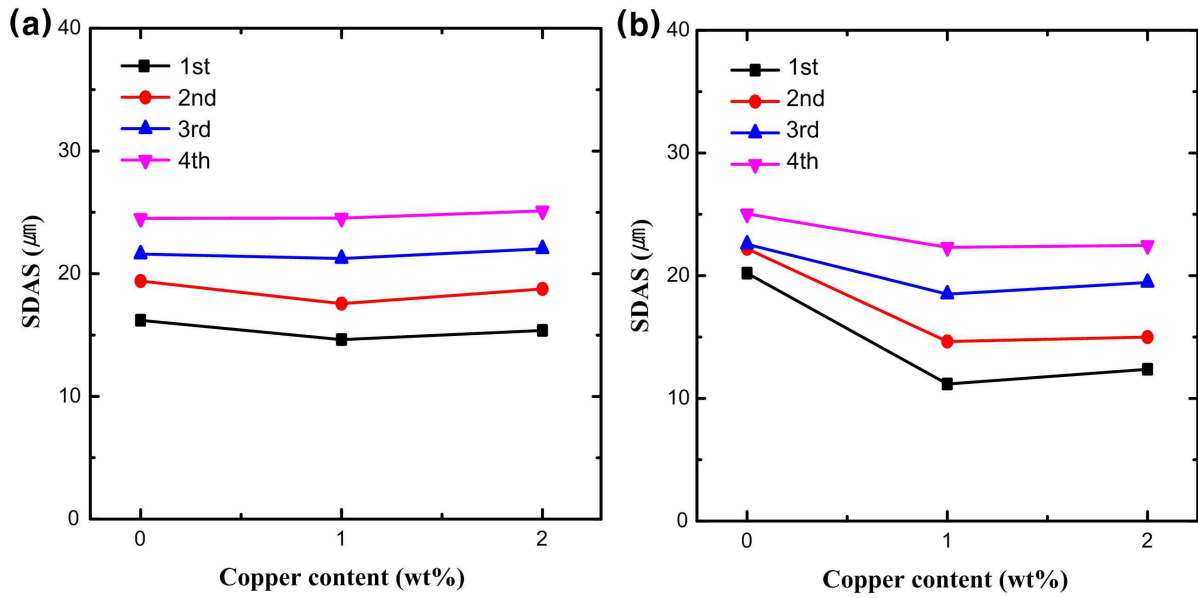
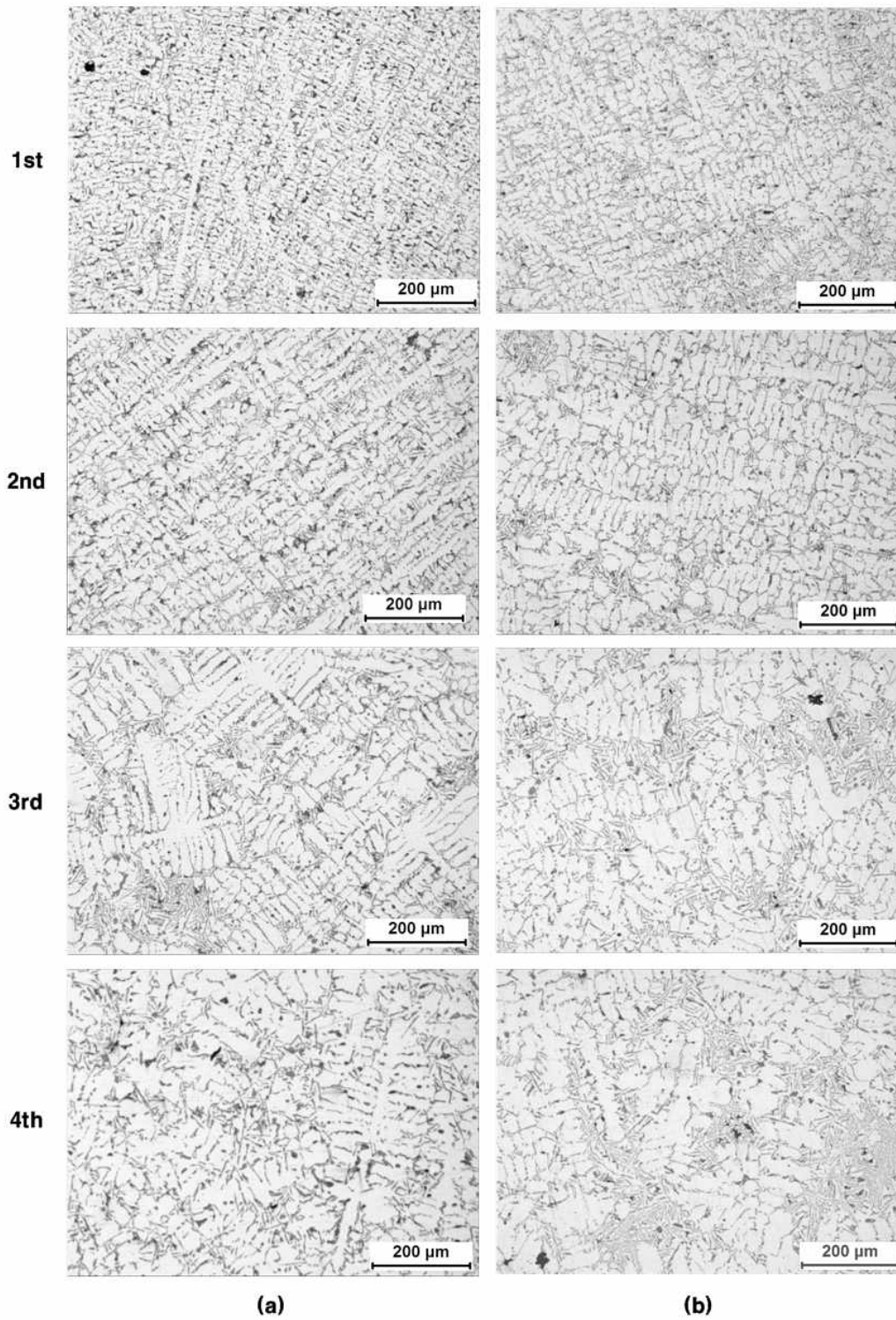


Figure 4.19 Graphs showing the solidification time at the mold steps (a) without vibration, and (b) with mechanical vibration.

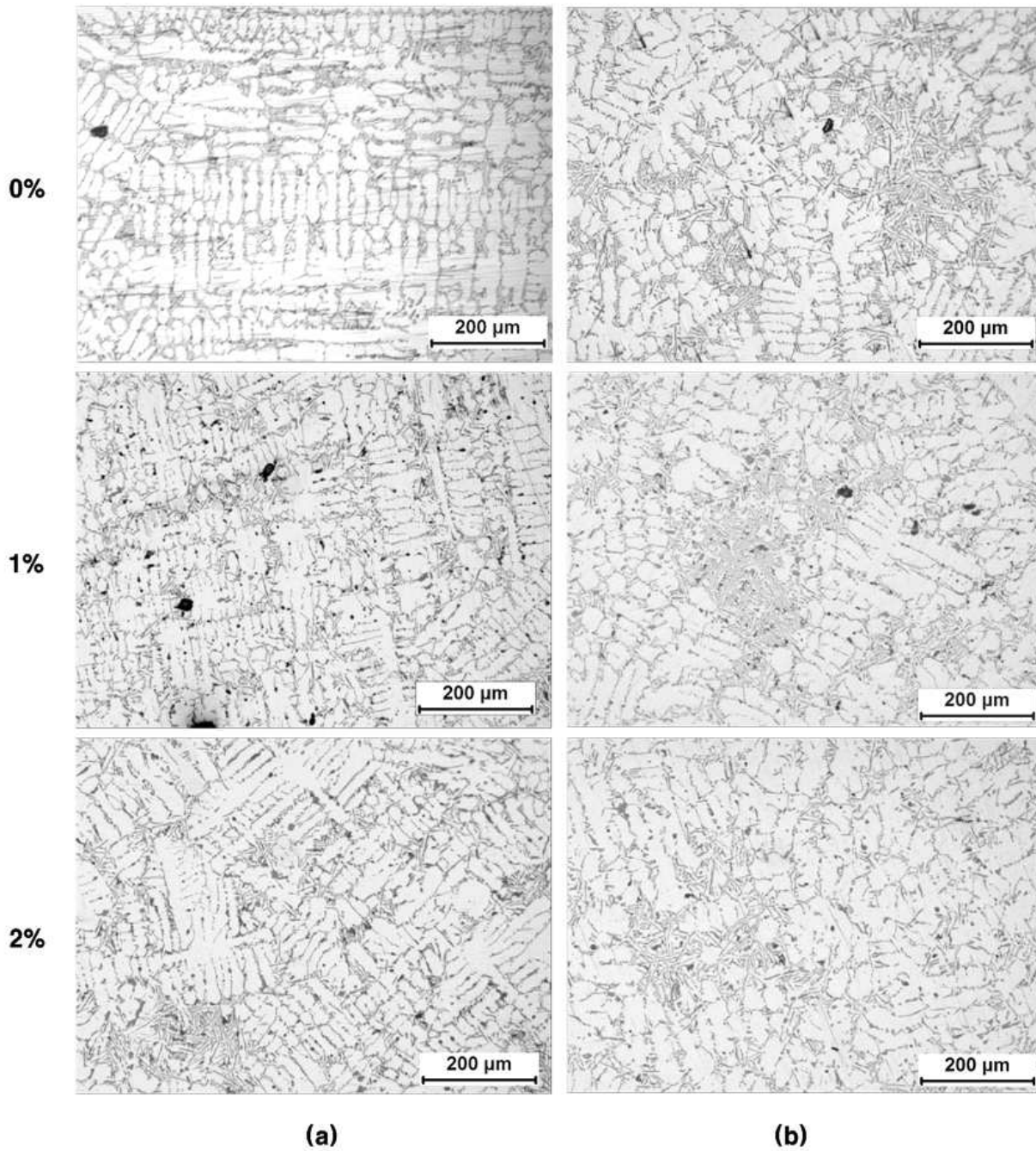




**Figure 4.20** Graphs showing SDAS of the Al-Si-Cu alloys (a) without and (b) with mechanical vibration.

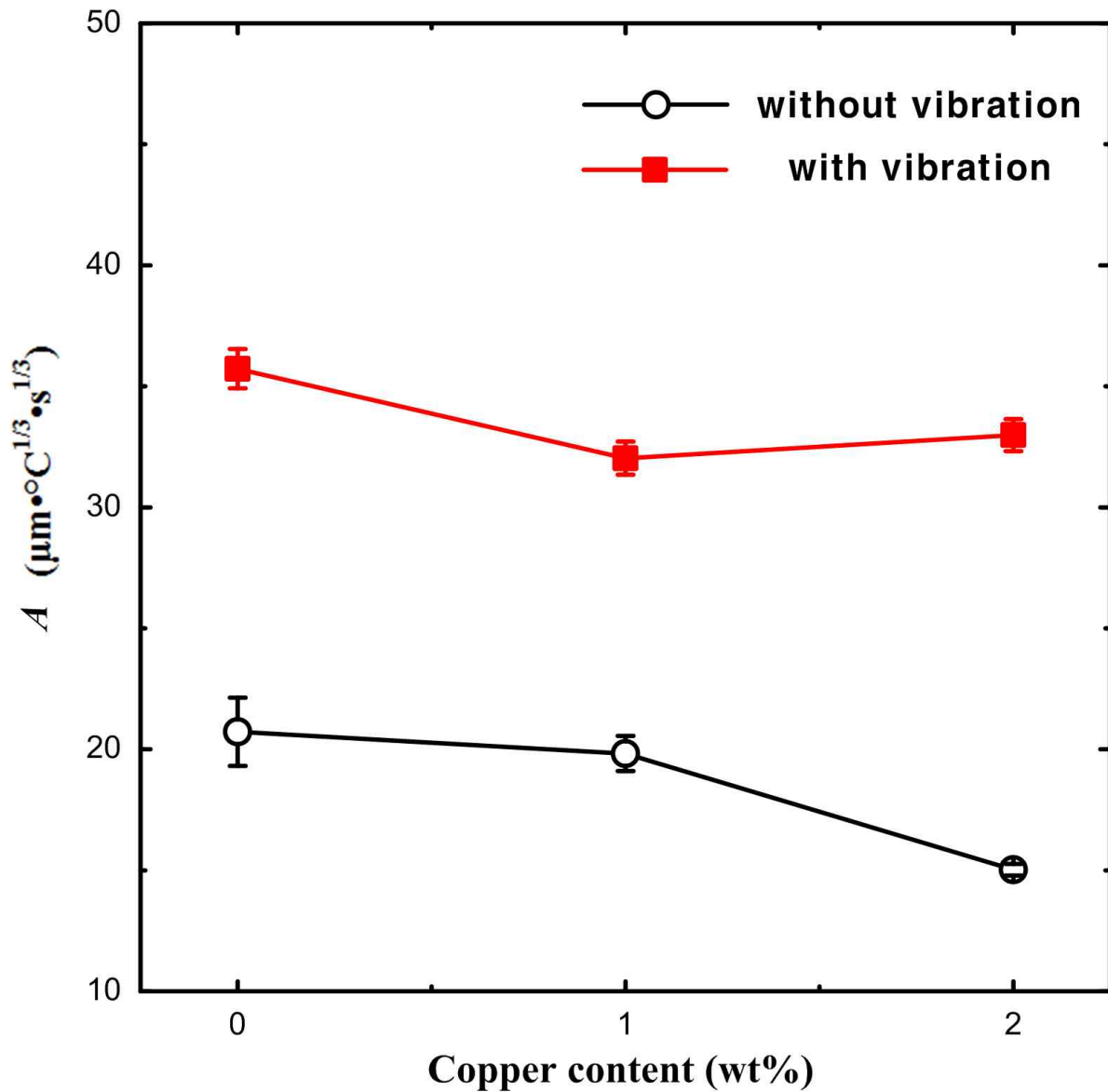


**Figure 4.21 OM image of Al-8wt%Si-2wt%Cu alloy cast (a) without, and (b) without mechanical vibration.**

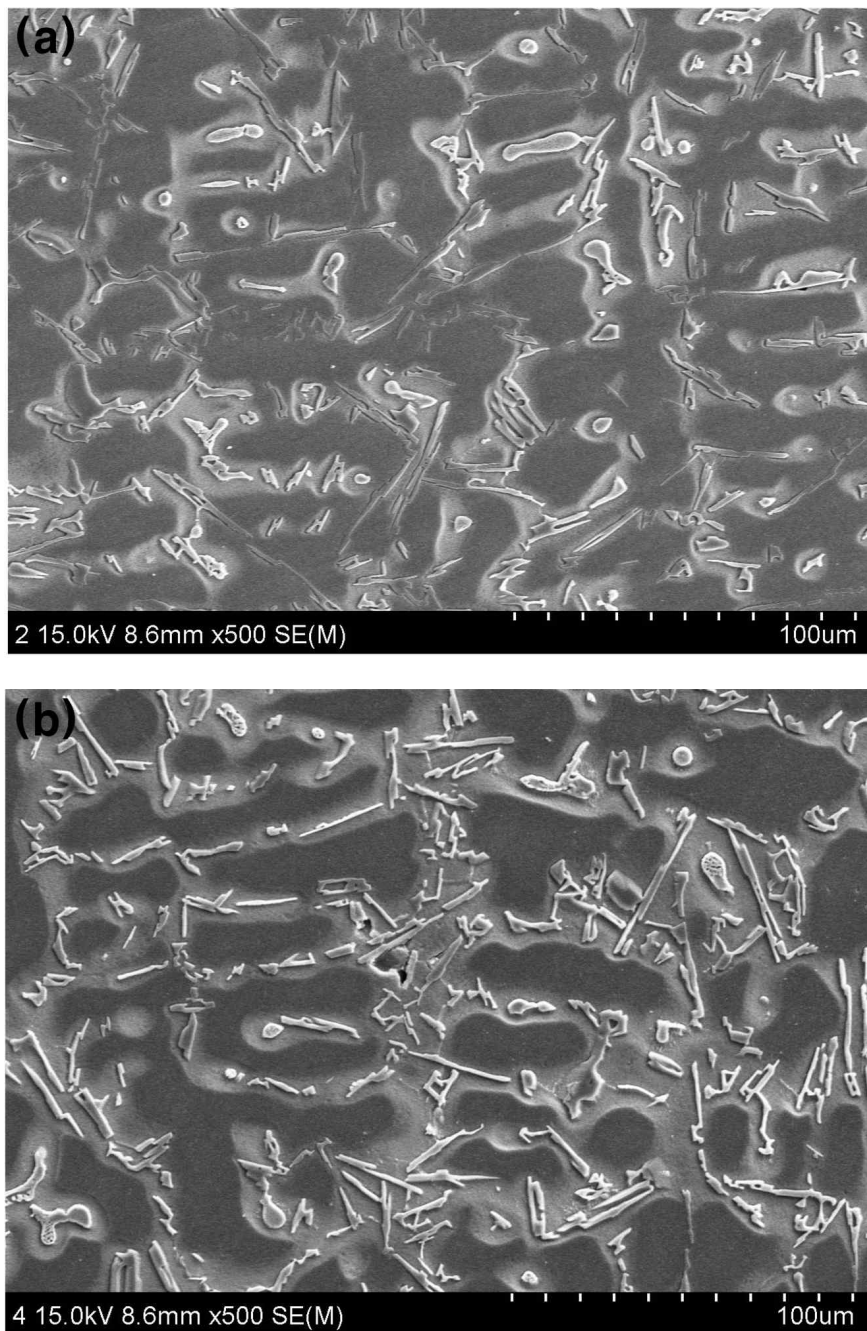


**Figure 4.22 OM images at 3rd step of the Al-8wt%Si-Xwt%Cu alloys cast (a) without, and (b) with mechanical vibration.**





**Figure 4.23 Measured proportional constant  $A$  as a function of Cu content in Al-Si-xCu ternary alloys.**



**Figure 4.24 SEM images showing at 3rd step of Al-8wt%Si-2wt%Cu alloy cast (a) without, and (b) with mechanical vibration.**

## 제 5 장 결론

Al-Si-Cu 합금에서의 일반중력주조와 기계적 진동을 가한 주물에서 냉각곡선을 얻고 SDAS 측정과 미세조직 관찰을 하였으며 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 일반중력주조에서 기계적 진동을 가하게 되면 공정성장시작온도가 하강되었다. 진동에 의하여 공정의 성장이 억제되는 것으로 판단된다.

2) Cu의 함유량에 관계없이 일반중력주조에서  $\alpha$ -수지상정이 주상정의 형태로 자라지만, 기계적진동의 효과에 의하여 Al+Si 공정상이 거칠어지는 것으로 판단된다. 또한, Al+Si의 공정상이 모여 있는 것으로 판단된다.

3) 진동을 가하지 않았을 때, A값은 Cu의 함유량이 1wt%일 때 약간 감소하나 2wt%로 증가하면 상당히 감소한다. 하지만, 진동을 가하였을 시에 A값은 진동을 주지 않았을 때보다 대체적으로 큰 값으로 나타나며, Cu의 함유량이 증가해도 A값의 변화는 크지 않는 것으로 나타난다. A값에 따라 미세조직의 분포도의 영향은 진동을 가하지 않은 것보다 진동을 가한 것이 더 안정한 상태를 나타내었다.

4) 일반 중력주조에서 Cu의 함유량에 상관없이 SDAS의 값은 비슷한 것으로 관찰된다. 또한, 기계적 진동을 가하였을 시에도 SDAS의 값은 변하지 않는 것으로 관찰된다.

5) 층수에 따른 응고시간에 대하여 일반중력주조와 기계적 진동을 가한 것의 대체적으로 응고시간은 변하지 않았다.

6) 평형응고시에 공정성장시작온도는 Cu의 함유량이 증가할수록 감소하는 양상을 나타내었다. 실제 실험에서 공정성장시작온도는 진동을 가하지 않았을 때 평형응고의 양상과 하였다. 기계적 진동을 가한 결과에서 Cu의 함유량이 증가하면 공정성장시작온도는 감소하였다.

## 참고문헌

1. Baha M. Al-Alawi and Thomas H. Bradley : Appl. Energy, 2014;113;1323
2. Seo HS, Gu JH, Park KM, Lee JS, Lee JH and Chung WS : Korean Journal of Metals and Materials, 2012;50;897-905
3. Dong Q. Z, Cho I. S, Hwang H. Y : KFS, 2012;32;225
4. L. Ceschini, I. Boromei, A. Morri, S. Seifeddine and I. L. Svensson : Mater. Design, 2012;36:522
5. C. J. zhong, Z. Z. qiang L. Qichi : Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2010;20;2046-2050
6. Li WU, Hui-jun KANG, Zong-ning CHEN, Ning LIU, Tong-min WANG : Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2015;25;2675-2685
7. Hong-min Guo, Ai-sheng Zhang, Xiang-jie Yang, Ming-ming Yan : Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2014;24;2489-2496
8. Y. Murakami, K. Miwa, M. Kito, T. Honda, N. Kanetake and S. Tada : JFES, 2016;57:163-167
9. Z. Zhong. F. Zitian, D. Xuanpu, T. Bo, P Di and L Jiqiang : China Foundary, 2010;7
10. Soo-Bae Kim, Young-Hee Cho, Jung-Moo Lee, Jae-Gil Jung and Su Gun Lim : Korea J. Met. Mater, 2017;55;240-246
11. Richards R. S and Rostoker : the Thirty-Seventh Annual Convection of the Society, held in Philadelphia, October, 1955;17
12. J.R. Davis : ASM international, 2001
13. A. Das, H.R. Kotadia : Materials Chemistry and Physics, 2011;125;853-859
14. P.K. Rohatgi, D. Nath, S.S. Singh, B.N. Keshavaram : J. Mater. Sci, 1994;29;5975
15. J.G. Kaufman : Aluminum Alloys, Hand book of Materials Selection, John Wiley & Sons, Inc, 2002;89-134
16. Francois R. Mollard, Merton C. Flemings and Eisuke F. Niyama : Journal of Metals, November, 1987;34
17. L. wang, M. Makhlouf, D. Apelian : International Materials Reviews,

1995;40;221-238.

18. X.P. Niu, B.H. Hu, I. Pinwill, H. Li : Journal of Materials Processing Technology, 2000;105;119-127.

19. 홍성길 : KFS, 2008;28;1

20. Koch H., Hielscher U., Sternau H.; Franke A. J., TMS, Light Metals, 1995; 1011-1018.

21. Wang Zhengjun, Si Naichao : Rare Metal Materials and Engineering, 2015;44;2970-2975

22. Q. Zou, J. Jie, S. Liu, X. Sun, T. Li, T. Wang, G. Yin : Journal of Alloys and Compounds, 2017;725;1264-1271

23. N. E. Nwankwo, V. U. Nwoke and E. E. Nnuka : International Journal of Scientific Research Engineering Technology, 2015;1;21-24

24. S.G. Shabestari, H. Moemeni : Journal of Materials Processing Technology, 2004;153 - 154;193 - 198

25. Sang-Soo Shin, Eok-Soo Kim, Gil-Yong Yeom, Jae-Chul Lee : Materials Science and Engineering, A 2012;532;151-157.

26. G. E Dieter : Mechanical Metallurgy, Mcgraw-Hill Book Company, Inc., 1961.

27. Maria Eduarda Farina, Pedro Bella, Carlos Raimundo Frick Ferreira, Berenice Anina Dedavid : Materials Research, 2017

28. L.A. Dobrzański, R. Maniara, J.H. Sokolowski : Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2006;17;217-220

29. Eva Tillová Mária Chalupová and Lenka Hurtalová : Scanning Electron microscopy, 2012

30. Mondolfo L.F : Aluminium Alloys, Structure and Properties. Butter Worths, 1976

31. Z. Ma, A.M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty, S. Valtierra : Materials Science and Engineering A, 2008;490;36 - 51

32. L. Lasa, J.M. Rodriguez-Ibabe : Materials Characterization, 2002;48;371-378

33. 한상봉, 김지훈, 예병준 : KFS, 1998;18

34. B. Dutta nad M. Rettenmayr : Materials Science and Engineering A, 2000;A283;218-224



35. Rui Chen, Yu-feng Shi, Qing-yan Xu, Bai-cheng Liu : Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2014;24;1645-1652
36. V.A. Hosseini, S.G. Shabestari, R. Gholizadeh : MMaterials and Design, 2013;50;7-14
37. Stefanescu DM : Int J Metalcast, "Thermal analysis - Theory and applications in metalcasting", 2015;9;7-22.
38. Chadwick GA : Metallography of phase transformations, 1972;107-147.
39. G. Chirita, I. Stefanescu, D. Soares, F.S. Silva: Mater. Design, 2009;30;1575
40. T.Y Kwak, W.J Kim : Materials Science&Engineering A, 2014;615;222
41. Kattamis TZ and Flemings MC : T Metall Soc AIME, 1965;233;992-999.
42. Q. Zou, J. jie, T. Wang, T. Li : Materials Letters, 2016;185;59 - 62
43. N. Omura, Y. Murakami, M. Li, T. Tamura, K. Miwa, H. Furukawa, M.Harada and M. Yokoi : Materials Transactions, 2009;50;2578
44. Chaowalit Limmaneevichitr, Songwid Pongananpanya, Julathep Kajornchaiyakul : Materials and Design, 2009;30;3925-3930
45. W. Jiang, Z. Fan, X. Chen, B. Wang, H. Wu : Materials Science & Engineering A, 2014;619;228-237
46. Yuichiro Murakami, Kenji Miwa, Masayuki Kito, Takashi Honda, Naoyuki Kanetake and Shuji Tada : Materials Transactions, 2016;57;168-173
47. S. Gencalp · N. Saklakoglu : Arab J Sci Eng, 2012;37;2255 - 2267
48. Z, Ying, W, Meng, D, L. cheng, LIN Xin, H, W, dong :[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010;20;821
49. Chirita G, Stefaescu I, Soares D, SILVA F S.: J. Materials & Design. 2009;30;1575
50. Vives C. and Perry C : Int. J. Heat Mass Transfer, 1987;30;479
51. Taghavi F, Saghafian J, Kharrazi Y H K : J. Materials & Design, 2009;30;115
52. Mizutani Y, Ohura Y, Miva K, Yasue K, Tamura T, Sakaguchi Y : J. Materials Transactions, 2004;45;1944
53. H. Puga, J. Barbosa, S. Costa, S. Ribeiro, A.M.P. Pinto, M. Prokic : Materials Science & Engineering A, 2013;560;589 - 595

54. T. V. Atamanenko, D. G. Eskin, L. Zhang, and L. Katgeman : Metall. Mater. Trans. A, 2010;41;2056-2066
55. G. I. Eskin : Ultrason. Sonochem. 1, 1994;S59
56. M. Sha, S. Wu, and L. Wan :Mater. Sci. Eng. A, 2012;554;142
57. Luis Vanderlei Torres, Luis Fernando Torres, and Eugênio José Zoqui : Advance in Meterials Science and Engineering, 2016;2016